

TECHNICKÁ UNIVERZITA V LIBERCI

FAKULTA STROJNÍ

Studijní program N 2301 Strojní inženýrství

Strojírenská technologie

Zaměření tváření kovů a plastů

Katedra strojírenské technologie

Oddělení tváření kovů a plastů

Modifikace vyhodnocování diagramů mezních přetvoření pro vysokopevnostní materiály pomocí sledování rozložení přetvoření podél měřeného vzorku

Forming Limit Diagram Evaluation Modification for High-strength Materials by Means of Monitoring of Strain Distribution along the Sample

Ondřej Wasserbauer

Vedoucí diplomové práce: Ing. Jiří Sobotka, Ph. D. – *FS, TU v Liberci*

Konzultant diplomové práce: Ing. Pavel Solfronk, Ph. D. – *FS, TU v Liberci*

Rozsah práce a příloh:

Počet stran: 64

Počet obrázků: 43

Počet tabulek: 11

Počet příloh: 2

Počet jiných příloh: 1 CD



ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

Jméno a příjmení **Bc. Ondřej W A S S E R B A U E R**

Studijní program **N2301 Strojní inženýrství**

Studijní obor **2303T002 Strojírenská technologie**

Zaměření **Tváření kovů a plastů**

Ve smyslu zákona č. 111/1998 Sb. o vysokých školách se Vám určuje diplomová práce na téma:

Modifikace vyhodnocování diagramů mezních přetvoření pro vysokopevnostní materiály pomocí sledování rozložení přetvoření podél měřeného vzorku.

Zásady pro vypracování:

(uveďte hlavní cíle diplomové práce a doporučené metody pro vypracování)

1. Seznámení se s problematikou plastické deformace dvojčatěním.
2. Vysokopevnostní materiály používané pro stavbu karoserie automobilu.
3. Mezní stavy materiálů a diagramy mezních přetvoření.
4. Experimentální určení diagramů mezních přetvoření pro dva vysokopevnostní materiály pomocí bezkontaktních optických metod. Návrh a vypracování modifikace vyhodnocování diagramů mezních přetvoření pomocí sledování rozložení přetvoření podél měřeného vzorku.
5. Vyhodnocení a srovnání testovaných materiálů pomocí navržené modifikace vyhodnocování diagramů mezních přetvoření.
6. Závěr.

ANOTACE

TECHNICKÁ UNIVERZITA V LIBERCI

Fakulta strojní

Katedra strojírenské technologie

Oddělení tváření kovů a plastů

Studijní program:	N 2301 Strojní inženýrství
Student:	Ondřej Wasserbauer
Téma práce:	<p>Modifikace vyhodnocování diagramů mezních přetvoření pro vysokopevnostní materiály pomocí sledování rozložení přetvoření podél měřeného vzorku</p> <p>Modification Evaluation of Forming Limit Diagram for High-strength Materials by Monitoring the Distribution of Transformation along the Sample</p>
Číslo DP:	KSP – TP – 836
Vedoucí DP:	Ing. Jiří Sobotka, Ph. D. – <i>TU v Liberci</i>
Konzultant DP:	Ing. Pavel Solfronk, Ph. D. – <i>TU v Liberci</i>

Abstrakt:

Diplomová práce se zabývá popsáním deformačního chování **TWIP oceli (TWinning Induced Plasticity)**. Jedná se o nový konstrukční vysokopevnostní materiál. Deformační mechanismus této oceli – dvojčatění - poskytuje ojedinělé mechanické vlastnosti. Právě ty ji předurčují jako jeden z hlavních konstrukčních materiálů při stavbě automobilových karoserií. V experimentu (zkouška vypínání tvarových nástřihů s vystřiženými kruhovými segmenty konstantního poloměru polokulovým tažníkem) byla provedena měření vzorků pro získání konstrukčních bodů křivek mezních přetvoření. Výsledky experimentu byly rovněž použity k rozšíření metody vyhodnocování diagramů mezních přetvoření pro vysokopevnostní materiály. Na jejich základě byl zkonstruován nový 2D diagram o souřadnicích m_ϕ - S_{FLC} . Při měření zkušebních vzorků byl použit optický měřicí systém ARAMIS. Výsledky práce poslouží jako podklad k dalšímu testování TWIP oceli a také jako odrazový bod ve zdokonalování modifikované metody vyhodnocování diagramů mezních přetvoření.

Klíčová slova: plastická deformace, TWIP ocel, dvojčatění, DMP

Abstract:

Diploma deals with describing deformation behavior of **TWIP steel (Twinning Induced Plasticity)**. This is a new type of high-strength material. Deformation mechanism of TWIP steel – twinning - provide a unique mechanical properties. That predisposes this steel as one of the main structural materials in the applications for car-bodies design. During the experiment (stretching test of shaped samples with cut-out circular segments of constant radius by semispherical punch) was carried out measurements to obtain construction points of final limit curves. The results of the experiment were also used to extend the evaluation method for final limit diagrams of high-strength materials. On the basis of them was designed new 2D diagram with coordinates m_ϕ - S_{FLC} . During measurement was used optical contact less system ARAMIS. The results serve as a basis for further testing of TWIP steel, as well as a starting point about improving the modified evaluation method of the final limit diagrams.

Keywords: Plastic Deformation, TWIP steel, Twinning, FLD

Poděkování:

V první řadě bych rád vyzdvihl mé upřímné poděkování a nejlepší díky vedoucímu diplomové práce Ing. Jiřímu Sobotkovi, Ph. D. pro jeho odborný dohled, cennou zpětnou vazbu a nespočet konstruktivních diskuzí a návrhů na zlepšení kvality této práce. Naučil jsem se hodně. Musím zmínit, že mi pomohl k dokončení mého studia na TU v Liberci.

Touto cestou také ještě jednou děkuji Ing. Jiřímu Sobotkovi, Ph. D a Ing. Pavlu Solfronkovi, Ph. D. za jejich pomoc při samotném experimentu. A stejné díky patří i ostatním pracovníkům Katedry strojírenské technologie z Oddělení tváření kovů a plastů za poskytnutou pomoc, cenné rady a připomínky a zapůjčené materiály.

Závěrem bych chtěl poděkovat mým kamarádům a mé rodině za důvěru ve mně a jejich trvalou podporu a lásku v průběhu studia.

Děkuji Vám všem!



Obsah

Seznam použitých zkratek a symbolů	8
1. Úvod	12
2. Deformační chování materiálů	13
2.1. Krystalografická struktura kovů	13
2.1.1. Vliv čárových poruch na proces plastické deformace	15
2.2. Základy teorie tváření kovů	17
2.3. Elastická deformace	18
2.4. Plastická deformace	19
2.4.1. Plastická deformace skluzem	20
2.4.2. Plastická deformace dvojčatěním	21
3. Materiály pro konstrukci karoserie	25
3.1. Typy ocelí	26
4. TWIP oceli	31
4.1. Energie vrstevné chyby	31
4.2. TWIP a TRIP efekt vysoce manganové oceli	32
4.3. Příkladové prvky TWIP oceli	34
5. Optické metody měření	35
5.1. Vývoj a uplatnění fotogrammetrie	35
5.2. Princip fotogrammetrie	36
6. Diagram mezních přetvoření	37
6.1. Konstrukce DMP	37
6.2. Určování DMP početními metodami	38
6.3. Určování DMP experimentálním způsobem	38
6.4. Uplatnění optických měřících zařízení	39
6.5. Využití DMP pro popis specifického chování testovaných materiálů	40
7. Experimentální část	41
7.1. Cíle experimentální části	41
7.2. Charakteristika testovaných materiálů TWIP 1200 a DOCOL 1200M	41
7.3. Příprava a průběh experimentu	43



7.4.	Zpracování a vyhodnocení experimentu	46
7.5.	Tvorba DMP dle normy ISO 12004-2.....	53
7.6.	Návrh úpravy hodnocení DMP	55
8.	Diskuze výsledků a doporučení pro další výzkum	57
9.	Závěr.....	59
10.	Použitá literatura	62
11.	Seznam příloh	64



Seznam použitých zkratk a symbolů

Označení	Rozměr	Význam
A	[-]	Konstanta
A_{50mm}	[%]	Tažnost
a	[mm]	Parametr mřížky
A, B, C		Značení zrn ve struktuře
Ag		Stříbro
Al		Hliník
As		Arsen
Au		Zlato
Aust. SS		Austenitické nerezové oceli (A ustenitic S tainless S teels)
b	[mm]	Šířka zkoušených vzorků
\vec{b}	[mm]	Burgersův vektor
BCC		Kubická prostorově centrovaná mřížka (B ody-centered C ubic)
Be		Berylium
BH		BH oceli (B ake H ardening Steels)
Bi		Bismut
BIW		Skelet automobilu (B ody I n W hite)
C		Uhlík
C	[Mpa]	Modul monotónního zpevnění
c	[s ⁻¹]	Rychlost deformace
CaSO ₄ .2H ₂ O		Sádrovec
CMn		Uhlíkomanganové oceli (C arbon- M anganese)
Co		Kobalt
CP		Vícefázové oceli (C omplex P hase)
Cr		Chrom
Cu		Měď
CuSO ₄ .5H ₂ O		Modrá skalice
D	[mm]	Průměr zkoušených vzorků
d	[mm]	Vzdálenost atomových rovin
dF	[-]	Element síly
DMP		D igram m ezních p řetvoření
DP		Dvoufázové oceli (D ual P hase)
E	[Mpa]	Modul pružnosti v tahu (Youngův modul)



Označení	Rozměr	Význam
E		Mez pružnosti v diagramu tahové zkoušky
F		Lom ve smluvním diagramu tahové zkoušky
F'		Lom ve skutečném diagramu tahové zkoušky
FCC		Kubická plošně centrovaná mřížka (F ace- c entered C ubic)
Fe		Železo
Fe α		Železo alfa
Fe γ		Železo gama
G	[Mpa]	Modul pružnosti ve smyku
Ga		Gálium
HCP		Hexagonální mřížka s těsným uspořádáním (H exagonal C losed P acked)
HSLA		Vysokopevnostní nízkolegované (mikrolegované) oceli (H igh- s trength L ow A lloy)
I-Steels		Isotropické oceli (I sotropic S teels)
IF		Oceli bez intersticií (I nterstitials F ree)
IF-HS		IF vysokopevnostní oceli (I nterstitials F ree H igh- s trength)
In		Indium
K		Mez kluzu v diagramu tahové zkoušky
K _{1,2}		Referenční roviny při dvojčatění
KMP		K řivka m ezních p řetvoření
KSP		Katedra strojírenské technologie
L-IP		Oceli s nízkou měrnou hmotností s indukovanou plasticitou (L ighter W eight S teels with I nduced P lasticity)
M		Mez pevnosti v diagramu tahové zkoušky
MART		Martenzitické oceli (M ARTensitic)
m $_{\phi}$	[-]	Ukazatel stavu přetvoření
m $_{\sigma}$	[-]	Ukazatel stavu napjatosti
Mg		Hořčík
Mild		Mízkouhlíkové oceli (M ild)
Mn		Mangan
Mo		Molybden
MS $_{\alpha}$		Mosaz modifikace alfa
N		Dusík
n	[-]	Exponent deformačního zpevnění



Označení	Rozměr	Význam
Nb		Niob
Ni		Nikl
Pb		Olovo
Pd		Palladium
Pt		Platina
R _E	[MPa]	Smluvní napětí na mezi pružnosti
R _e	[MPa]	Smluvní napětí na výrazné mezi kluzu
R _m	[MPa]	Smluvní napětí na mezi pevnosti
R _{p0,2}	[MPa]	Smluvní napětí na mezi kluzu
R _U	[MPa]	Smluvní napětí na mezi úměrnosti
S _{FLC}	[-]	Plocha přetvoření pod křivkou přetvoření φ_1
S _{FLD}	[-]	Výsledná plocha přetvoření
s(x)	[-]	Výběrová směrodatná odchylka
Sb		Stibium
SFE		Energie vrstevné chyby (S tacking F ault E nergy)
Si		Křemík
sin		Goniometrická funkce
Sn		Cín
T	[°C]	Teplota
Ta		Tantal
α Ti		Titan alfa
β Ti		Titan beta
TRIP		Oceli s transformačně indukovanou plasticitou (T Ransformation Induced P lasticity)
TWIP		Oceli s plasticitou indukovanou dvojčatěním (T Winning Induced P lasticity)
U		Uran
U		Mez úměrnosti v diagramu tahové zkoušky
V		Vanad
W		Wolfram
x	[mm]	Míra posunutí
\bar{x}	[-]	Průměrná hodnota
X-IP		Extrémní oceli s indukovanou plasticitou (E Xtreme Steels with Induced P lasticity)
Zn		Zinek



Označení	Rozměr	Význam
α	[°]	Směrnice přímky lineární části v diagramu tahové zkoušky
α'		Transformace alfa
ε		Transformace epsilon
ε	[%]	Poměrná celková deformace
ε_{el}	[%]	Poměrná elastická deformace
ε_{pl}	[%]	Poměrná plastická deformace
γ	[°]	Skos (úhel smyku)
γ		Transformace gama
φ	[-]	Skutečná deformace
$\varphi_1, \varphi_2, \varphi_3$	[-]	Logaritmické přetvoření
φ_{ik}	[-]	Kritická intenzita přetvoření
π	[-]	Rudolfovo číslo
σ	[MPa]	Skutečné napětí
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	[MPa]	Normálová napětí v rovině plechu
τ	[MPa]	Kritické smykové napětí
τ_e	[MPa]	Napětí na mezi kluzu
τ_{max}	[MPa]	Maximální smykové napětí
τ_{SK}	[MPa]	Skutečné smykové napětí

1. Úvod

Oceli se jako konstrukční materiál při stavbě karoserie užívají v podstatě od počátku automobilismu. A jejich procentuální podíl v zastoupení použitých materiálů na stavbě vozidel rostl obdobně, jak byly vyvíjeny automobily samotné. V dnešní době je vývoj a konstrukce automobilů řízen několika hledisky. Ať už právními předpisy, jako třeba zákonnými požadavky (předpisy a jejich zpřísnění zabývající se jak ochranou posádky a dalších účastníků provozu, tak i životního prostředí apod.) nebo požadavky zákazníků jako třeba design, výkonnost, spotřeba paliva, korozní odolnost, nízké provozní náklady aj.

Právě tyto faktory nutí automobilové producenty, aby použily nové materiály s lepším poměrem pevnost – hmotnost nebo je vhodně kombinovali. Při stavbě vozidla se používá celá řada konstrukčních materiálů, ať už kovových či nekovových. Oceli si však díky svým charakteristickým vlastnostem drží neotřesitelnou pozici jako primární konstrukční materiál. V minulosti existovaly různé pokusy o jejich náhradu za jiné (hliník, plasty, kompozity), nicméně všechny skončily nezdarem. Příčinou byla buď cena takovýchto vozidel či tzv. předběhla svou dobu a nenašla „své“ zákazníky. S postupným zaváděním nových technologií výroby a konstrukce se k takovýmto materiálům výrobci dnes vrací jako k vhodným materiálům pro specifické části vozidel. V současnosti lze tak mluvit o multimateriálových automobilech.

Diplomová práce se zaměřuje na popsání relativně nového materiálu označovaného jako **TWIP ocel**, tzv. ocel s plasticitou indukovanou dvojčatěním (**TW**inning **I**nduced **P**lasticity). Železo-manganové TWIP oceli, které obsahují patnáct až pětadvacet procent manganu, mají mimořádné vlastnosti dané jejich specifickým mechanismem přetvoření – v tomto případě dvojčatěním. Oceli jsou plně austenitické, vysokomanganové a nemagnetické. Tvorba mechanických dvojčat během deformace generuje vysoké zpevnění předcházející vytváření krčku. Tímto se dosáhne a udrží vysoký tvářecí potenciál [1].

Oceli vysocelegované manganem (**HMS** – **H**igh **M**anganese **S**teels) poskytují vysoký potenciál v aplikacích pro konstrukční komponenty. Pro aplikace v automobilovém průmyslu jsou atraktivní kvůli své vysoké plasticitě, která je více než dvakrát větší než u konvenčních vysokopevnostních ocelí a rovněž vysoké tuhosti, jenž zlepší bezpečnostní ochranu posádky při nárazu. Nezanedbatelná je i jejich nízká specifická hmotnost [2].

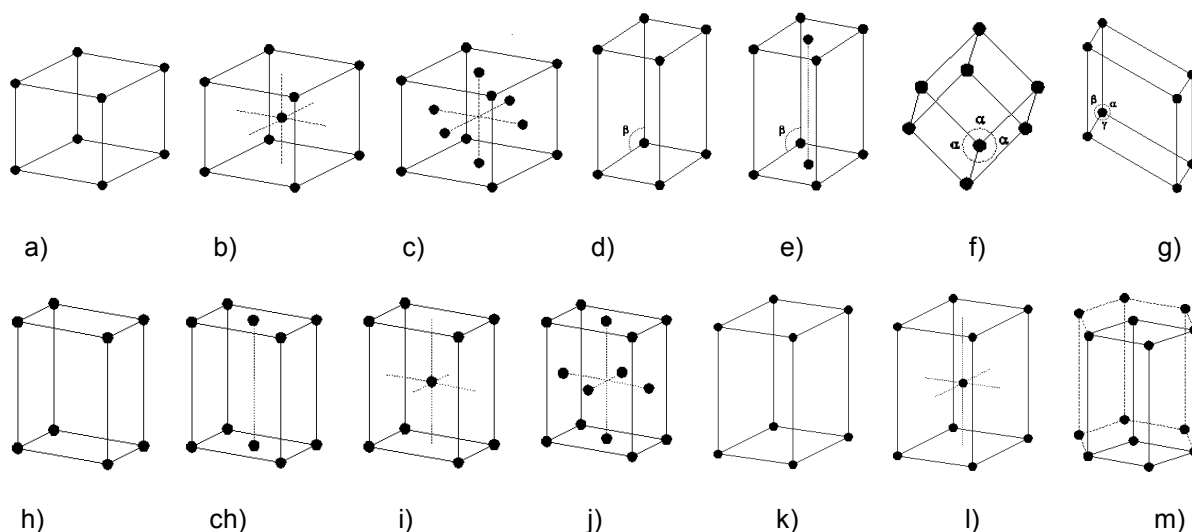
Cílem diplomové práce bylo seznámit čtenáře s novým pojmem na poli konstrukčních materiálů – TWIP oceli. A dále rovněž popsat charakteristické chování tohoto specifického materiálu pomocí diagramu mezních přetvoření a jeho úpravy. V neposlední řadě také osvětlit jeho význam a možnosti budoucího použití v různých aplikacích nejen v automobilovém průmyslu.

2. Deformační chování materiálů

Každý materiál je charakteristický svým deformačním chováním. U kovových materiálů vykazujících změnu tvaru, resp. rozměrů dochází zpravidla k elastické a následně plastické deformaci. A to nejčastěji skluzem dislokací nebo dvojčatěním příp. obojím.

2.1. Krystalografická struktura kovů

Krystalová mřížka je základem představ o vnitřní stavbě krystalových materiálů. Je pro ni charakteristické pravidelné rozložení atomů v prostoru podle jistého geometrického pořádku. Atomy v pevném kovu nejsou uspořádány náhodně, ale tak aby kov zaujímal minimální objem. Všechny kovy mají atomy v mřížce uloženy určitým specifickým způsobem. Struktura kovu je charakterizována jednoduchou strukturní jednotkou - tzv. strukturní buňkou. Tato, je-li opakována pravidelně v celém objemu kovu, definuje polohu kteréhokoliv atomu v krystalu. Podle délky úseků, které strukturní buňka vytíná na souřadných osách a podle vzájemné polohy těchto os, rozlišujeme sedm základních krystalových soustav. V sedmi krystalografických soustavách existuje celkem čtrnáct elementárních buněk, viz. obr. 2.1. Příklad jednotlivých představitelů krystalografických soustav je uveden v tab. 2.1. [3, 4].



Obr. 2.1. Elementární buňky [5]

- a) kubická prostá, b) kubická prostorově centrovaná, c) kubická plošně centrovaná, d) monoklinická prostá, e) monoklinická bazálně centrovaná, f) romboedrická prostá, g) triklinická prostá,
h) ortorombická prostá, ch) ortorombická bazálně centrovaná, i) ortorombická prostorově centrovaná,
j) ortorombická plošně centrovaná, k) tetragonální prostá, l) tetragonální prostorově centrovaná,
m) hexagonální bazálně centrovaná

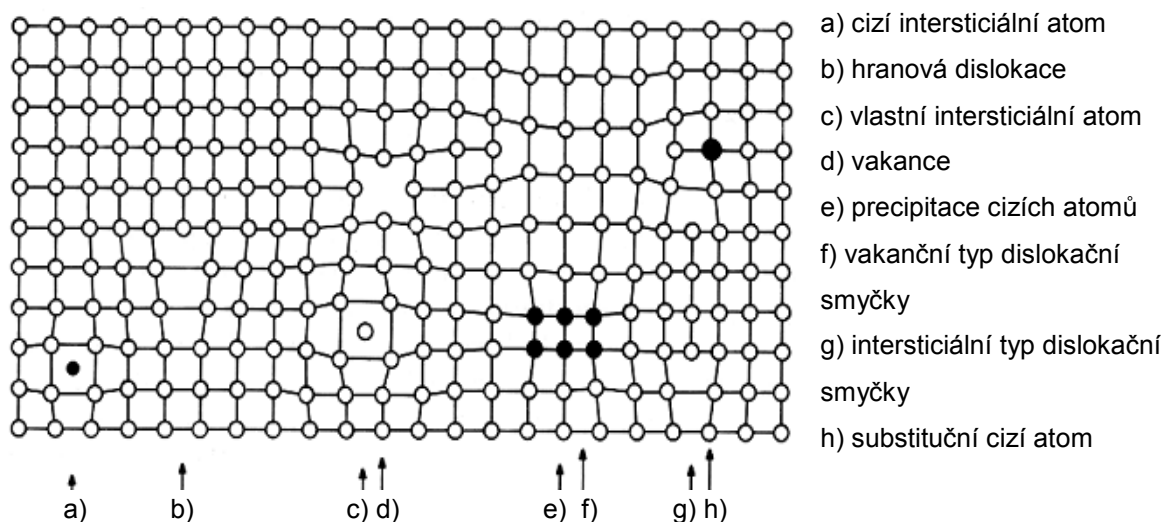
Tab. 2.1. Představitelé jednotlivých krystalografických soustav

Nejčastější typy krystalových mřížek kovů		
Kubická	plošně centrovaná mřížka (FCC)	Al, Cu, Ni, Fe γ , Pb, Pt, Au, Ag
	prostorově centrovaná mřížka (BCC)	Fe α , Cr, Nb, Ta, V, W, Mo, Mn, β Ti, β Zr
Hexagonální mřížka (HCP)		Mg, Co, α Ti, α Zr, Zn, Be
Méně běžné typy krystalových mřížek kovů i nekovů		
Ortorombická mřížka		Ga, U
Tetragonální mřížka		Sn, In, Pd
Romboedrická mřížka		As, Sb, Bi
Monoklinická mřížka		CaSO ₄ ·2H ₂ O (sádrovec)
Triklinická mřížka		CuSO ₄ ·5H ₂ O (modrá skalice)

Důležitým pojmem pro popis struktury krystalů je tzv. koordinační číslo, definované jako počet ekvidistančních, nejbližších sousedních atomů, obklopujících libovolný atom v krystalové mřížce [3].

Jak již byl uvedeno, struktura krystalu reálného kovu je sice pravidelná, ale přesto se v ní vyskytují mřížkové distorze a jiné specifické poruchy. Hlavní a nejdůležitější jsou patrné na obr. 2.2. Za hlavní zdroje příčin nepravidelnosti stavby lze uvažovat tyto:

1. atomy nejsou nepohyblivé, jak se předpokládalo (nýbrž kmitají kolem rovnovážných poloh) nebo krystal může obsahovat atomy cizího kovu (cílené – slitiny; legury nebo nečistoty),
2. mřížkové poruchy se mohou v kovu rozprostírat nejrůznějšími způsoby. Ty mají velmi výrazný vliv např. na mechanické vlastnosti.



Obr. 2.2. Bodové a čárové poruchy ve stavbě krystalové mřížky [6]

Poruchy krystalové mřížky mají velmi výrazný vliv např. na mechanické vlastnosti testovaných materiálů. Protože tato okolnost je z hlediska tváření velmi důležitá, použijeme jako kritéria velikost kritického smykového napětí [3, 7].

Má-li dojít k vzájemnému posuvu o parametr „a“ (tj. vzdálenost středu dvou sousedních atomů), pak ve vztahu k meziatomovým silám lze průběh napětí τ vyjádřit vztahem:

$$\tau = 4 \cdot \sin \frac{2\pi}{a} \cdot x \quad (1)$$

kde: τ – kritické smykové napětí [MPa]
A – konstanta [-]
x – míra posunutí [mm]
a – parametr mřížky [mm]

Lze předpokládat, že pro oblast malých deformací (posuvů) v okolí počátku platí lineární Hookeův zákon. Rovnice v tomto tvaru vyjadřuje rovněž Hookeův zákon pro smykové namáhání:

$$\tau = \tau_e = G \cdot \gamma \quad (2)$$

kde: τ – kritické smykové napětí [MPa]
 τ_e – napětí na mezi kluzu [MPa]
G – modul pružnosti ve smyku [MPa]
 γ – skos [°]

Výsledný vztah pro maximální kritické napětí lze tedy napsat jako:

$$\tau_{\max} = \frac{G}{2\pi} \cdot \frac{a}{d}; \quad \text{resp. } \tau_{\max} = \frac{G}{2\pi} \text{ pro případ } a = d \quad (3; 4)$$

kde: d – vzdálenost atomových rovin [mm]

Vzhledem k tak výraznému vlivu poruch na vlastnosti kovů je vhodné uvést i jejich rozdělení a přehled. Poruchy ve stavbě krystalové mřížky jsou rozděleny v tab. 2.2. [7].

Tab. 2.2. Poruchy ve stavbě krystalové mřížky

Bodové poruchy	Vakance	Čárové poruchy	Šroubová dislokace
	Intersticie		Hranová dislokace
	Substituce		Smíšená dislokace
	Dvojvada	Plošné poruchy	Hranice zrn
Prostorové poruchy	Staženina		Vrstevné chyby
	Grafitický shluk		Plocha dvojčatění

2.1.1. Vliv čárových poruch na proces plastické deformace

Z hlediska mechanismu plastické deformace (přetvoření) mají zásadní význam čárové poruchy, tj. dislokace. Ve vztahu k synchronnímu posuvu dvou sousedních atomových rovin rozdělíme posunutí na dvě části s různou mírou skluzu. Hranicí, která tyto

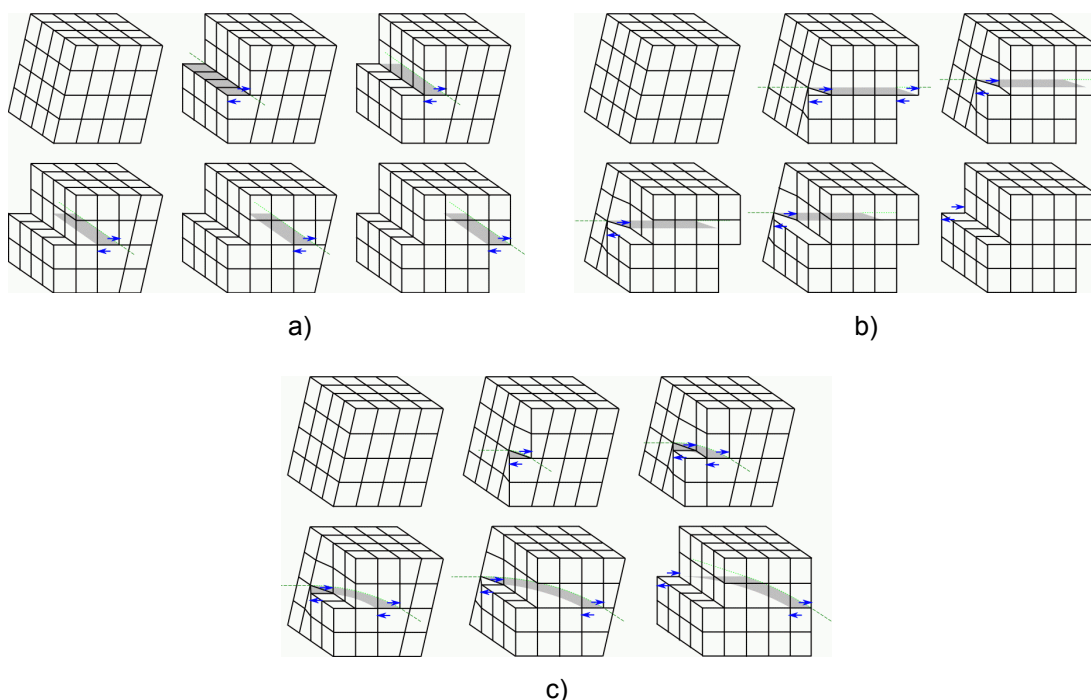
dvě části rozdělují, je čárová porucha. Z výše uvedeného vyplývají následující skutečnosti, které lze charakterizovat takto:

1. jde o čárovou poruchu, protože délkový rozměr převládá nad ostatními,
2. v krystalu nezačíná ani nekončí,
3. rozdíl v posunutí před a za dislokační čarou je konstantní.

Dislokace je tedy charakterizována posunutím a to jak velikostí, tak směrem. Vektor posunutí nazýváme Burgersovým vektorem s označením \vec{b} . Ve smyslu bodu 3 je tento vektor podél dislokační čáry konstantní. Orientace příslušného úseku dislokační čáry vůči \vec{b} určuje charakter dislokace. Z tohoto hlediska lze uvést dva základní případy:

1. Burgersův vektor je kolmý na dislokační čáru. V tomto případě se pak jedná o tzv. hranovou dislokaci. Směr skluzu je totožný se směrem pohybu dislokační čáry a jeho dráha je dána Burgersovým vektorem.
2. Burgersův vektor je rovnoběžný s dislokační čarou. Pak se jedná o tzv. šroubovou dislokaci. Směr a dráha skluzu jsou určeny Burgersovým vektorem.

Dislokační čáry mají zpravidla obecný charakter a skluz se šíří pohybem hranových i šroubových složek dislokační čáry (viz. obr. 2.3.). Při uplatnění obou zmíněných dislokací se hovoří o tzv. smíšené dislokaci [7].



Obr. 2.3. Čárové poruchy [8]

a) hranová dislokace, b) šroubová dislokace, c) smíšená dislokace

2.2. Základy teorie tváření kovů

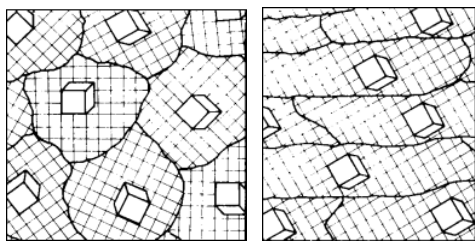
Tvářením kovů rozumíme především postupnou změnu geometrického tvaru výchozího polotovaru dle finálního tvaru a požadovaných vlastností výrobku. Způsoby tváření lze rozdělit například dle použité technologie, působení vnějších sil a podle toho za jaké teploty k tváření dochází. Částice materiálu se pouze trvale přemísťují, dochází k tzv. trvalé deformaci. Toto přemísťování je umožněno kovovou vazbou atomů, která ovlivňuje schopnost kovů se za určitých podmínek deformovat. Hlavní činitelé ovlivňující deformaci kovů, jsou uvedeny v tab. 2.3. [9].

Tab. 2.3. Hlavní faktory ovlivňující proces tváření kovů

Teplota	T	[°C]
Rychlost deformace	$c; \dot{\varphi}$	[s ⁻¹]; [-]
Velikost deformace	$\varepsilon; \varphi$	[%]; [-]
Napjatost vyvolaná působením vnějších sil	σ	[MPa]
Chemické složení a fyzikální stav tvářeného materiálu	---	---

Tvářením se mění nejen tvar výchozího polotovaru, ale i vlastnosti a struktura materiálu. Vlivem působící síly při tváření (např. válcování) může docházet k uspořádanosti

směru zrn materiálu, vzniku textury, což se projevuje anizotropním chováním materiálu, viz. obr. 2.4.



Obr. 2.4. Schéma tvaru zrna materiálu před (vlevo) a po tváření (vpravo) [10]

Změna polotovaru je realizována působením vnější síly (tj. tvářecí síly). Tato je vyvozena tvářecím strojem, přenášena na tvářecí nástroj a tím se realizuje změna tvaru. Dochází k přemísťování elementárních objemů polotovaru.

Elementární objemy se navzájem posunují, čímž dochází ke zvyšování vnitřního pnutí materiálu. Tvářecí síla způsobuje vznik napětí, které má vliv na skluz rovin v krystalické mřížce obsazených atomy. Nejlépe dochází ke skluzu v těch rovinách krystalické mřížky, které jsou nejvíce a nejrovnoměrněji obsazeny atomy. Ale také v rovinách ve kterých jsou dislokace. Pak je v těchto místech zapotřebí menší tvářecí energie [9].

Pojem tváření kovů zahrnuje fakt, že materiál prošel elastickou a následně plastickou deformací.

2.3. Elastická deformace

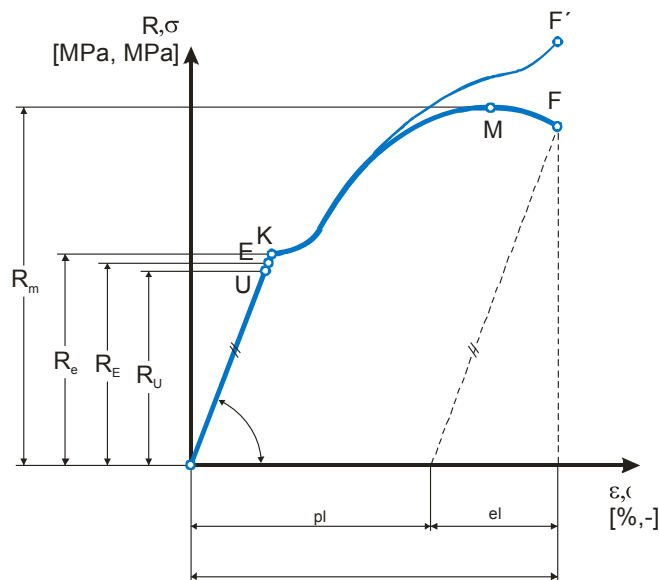
Těleso mění tvar v důsledku působení (vnější) síly. Silové působení mění vzájemné polohy atomů, ze kterých se těleso skládá, a dochází ke změně jeho tvaru. V případě, že se po odstranění působící síly těleso vrátí do původního tvaru, mluvíme o tzv. elastické (pružné či vratné) deformaci. Takováto deformace nastává při nízkých napětích a má tři hlavní charakteristiky:

1. je reverzibilní,
2. napětí a deformace jsou přímo úměrné podle Hookeova zákona,
3. bývá obvykle malá (tj. menší než 1 % elastické deformace).

Hookeův zákon popisuje pružnou deformaci materiálu působením síly a to za předpokladu malých sil a malých deformací, které po odlehčení zmizí. Jedná se o lineární část pracovního diagramu, jak je naznačeno na obr. 2.5. Lze jej matematicky formulovat ve tvaru:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon \quad (5)$$

kde: σ – skutečné napětí [MPa]
 E – modul pružnosti v tahu (Youngův modul) [MPa]
 ε – poměrná celková deformace (poměrné prodloužení) [%]



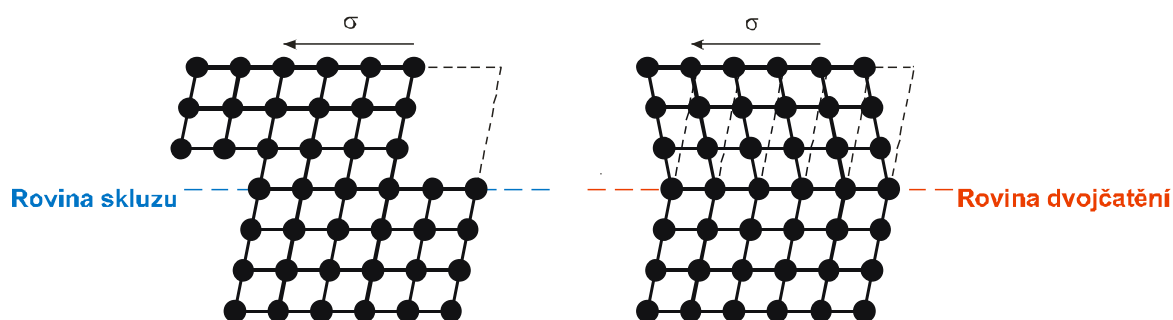
Obr. 2.5. Pracovní diagram zkoušky tahem

R - ε smluvní pracovní diagram; σ - φ skutečný pracovní diagram; R , resp. σ – smluvní, resp. skutečné napětí; ε , resp. φ – smluvní, resp. skutečná deformace; U – mez úměrnosti; E – mez pružnosti (elasticity); K – výrazná mez kluzu; M – smluvní mez pevnosti; F , resp. F' – lom ve smluvním, resp. ve skutečném pracovním diagramu; R_U – napětí na mezi úměrnosti; R_E – napětí na mezi pružnosti (elasticity); R_e – napětí na výrazné mezi kluzu; R_m – napětí na smluvní mezi pevnosti;
 ε – poměrná deformace; ε_{el} – elastická deformace; ε_{pl} – plastická deformace

2.4. Plastická deformace

V důsledku působení sil po překročení meze kluzu může rovněž dojít k nevratným změnám v poloze atomů tělesa. Tvar tělesa se po odstranění působící síly již nevrátí do původního stavu. V takovém případě mluvíme o nepružné (trvalé) deformaci, přesněji o plastické deformaci. Tyto deformace lze pozorovat např. u plastických látek. Síly působící na těleso lze rozlišovat podle druhu napětí, které v tělese vyvolávají a to na tahové, tlakové, smykové, ohybové nebo torzní. Tyto síly bývají také označovány jako deformační síly.

Plastické deformace probíhají převážně jedním ze dvou základních procesů a to buď skluzem nebo dvojčatěním. Během skluzu (obr. 2.6. vlevo) se pohybuje horní část krystalu nad spodní podél jistých krystalografických rovin (skluzové roviny) a to takovým způsobem, že atomy se posunou o celý počet mřížkových vektorů, čímž je zachována kontinuita mřížky. Během dvojčatění (obr. 2.6. vpravo) se atomy neposouvají o celé mřížkové vektory a ačkoli mřížka vytvořená v deformované oblasti je stejná jako původní struktura, je vzhledem k původní symetrická podle roviny dvojčatění. Na rozdíl od skluzu dochází při plastické deformaci dvojčatěním k posuvu mnoha atomových rovin tak, že atomy v každé rovině se přemístí o stejnou vzdálenost vzhledem k atomům v sousedních rovinách.



Obr. 2.6. Skluz a dvojčatění krystalů

K realizaci plastického přetvoření polykrystalického kovu je potřeba vyšších napětí než v případě monokrystalu. Příčinou zvýšené pevnosti je vzájemná disorientace mezi jednotlivými zrny z hlediska orientace mřížky. Vlastní hranice zrn jsou plošnými poruchami s vyšší energetickou hladinou. Určitý vliv má i struktura hranic zrn, zejména je-li spolutořena křehkými vrstvami [3, 7].

Při realizaci plastické deformace se objevuje několik průvodních jevů, jako jsou např. textury, zpevnění, odpevnění, pružná deformace, Bauschingerův efekt, tepelný efekt, změna objemů, tvárný lom, vliv deformačního stárnutí a jiné. Teoretické i experimentální výzkumy ukazují, že skluz dislokací je základním mechanismem plastického přetvoření kovů. Dále je zřejmé, že jednotlivé atomy (roviny) se přemísťují na vzdálenost přesahující parametry

mřížky a tato přemístění jsou trvalá. Další mechanismy plastické deformace představují meziblokové, mezikrystalické a amorfní plastické přetvoření.

Při tváření se uplatňuje několik mechanismů plastické deformace a vždy probíhají všechny mechanismy najednou. Dominantní typ mechanismu záleží na teplotně-rychlostních podmínkách. Nejvíce se projevuje skluz a následně dvojčatění. Zbylé mechanismy mají minimální uplatnění [7, 11].

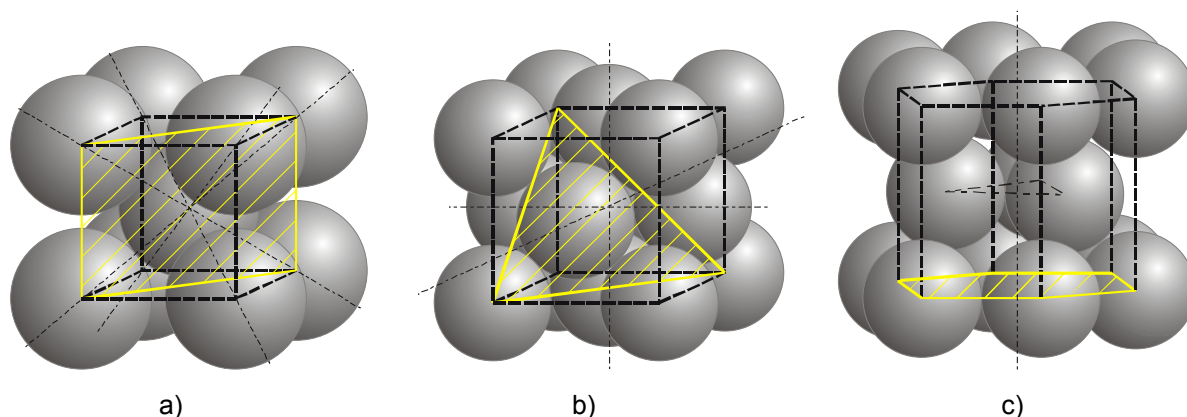
2.4.1. Plastická deformace skluzem

Základní mechanismus plastické deformace u kovů při běžných teplotně-rychlostních podmínkách je skluz dislokací. Probíhá nejnárodněji v nejhustěji obsazených rovinách a ve směrech, kde atomová vzdálenost je nejmenší. Tj. u kubických mřížek se jedná o úhlopříčné roviny a u hexagonálních mřížek o podstavy.

V okamžiku zatížení vnější silou (plastickou deformací) v materiálu vzniknou dvě napětí (normálové a smykové). Z hlediska plastické deformace jsou rozhodující smyková napětí. Nejdříve se začnou deformovat zrna s nejvýhodnější orientací skluzových systémů vůči maximálnímu smykovému napětí. Maximální smykové napětí τ_{\max} bude působit pod úhlem 45° . V těchto zrnech pak vznikne největší smykové napětí a tedy i první plastická deformace. V důsledku toho se okolní zrna prvotní plastické deformace začnou natáčet až do okamžiku natočení pod úhlem 45° [11].

Nutnou podmínkou je, aby působící vnější napětí uvedlo dislokace do pohybu (je třeba překročit mez kluzu) a jejich pohyb pokračoval v průběhu plastického přetvoření.

Je známo, že skutečné potřebné napětí τ_{SK} bude tím větší, čím větší bude hodnota Burgersova vektoru. Je zřejmé, že k realizaci skluzu dojde nejdříve v těch rovinách a směrech, kde hodnota Burgersova vektoru je nejmenší. Nejčastější typy krystalových mřížek kovů a znázornění hlavních skluzových rovin je na obr. 2.7. [7].



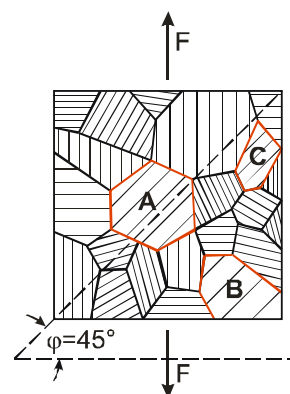
Obr. 2.7. Nejvýhodnější skluzové roviny (žluté čáry) a směry ve vztahu k základním typům buněk
a) kubická prostorově centrovaná mřížka, b) kubická plošně centrovaná mřížka, c) hexagonální mřížka

Je však zároveň zřejmé, že k pohybu dojde nejdříve v těch zrnech, jejichž mřížka je nejvýhodněji orientovaná ve vztahu k působícímu napětí tak, aby složka tangenciálního napětí (rovnoběžně s Burgersovým vektorem přítomných dislokací) byla dostatečně velká.

V důsledku působení uvedených faktorů dochází ke vzniku skluzových pásů, oddělených jednotlivými bloky, ve kterých ke skluzu nedošlo.

U polykrystalického kvaziizotropního materiálu jsou podmínky přetváření závislé na orientaci mřížky v jednotlivých zrnech ve vztahu k vnějšímu napětí. Schematické znázornění je uvedeno na obr. 2.8., kde v jednotlivých zrnech jsou znázorněny nejvýhodnější skluzové roviny. Maximální tangenciální napětí působí pod úhlem 45° ve vztahu k normálovému napětí σ (jednoosé tlakové namáhání). Ke skluzu pak dojde nejdříve v zrnech A, B a C. Důsledkem bude natáčení sousedních zrn do orientací vhodných pro skluz, ke kterému bude postupně docházet při zvyšujícím se vnějším napětí i v dalších zrnech [7].

Při větším plastickém přetvoření může dojít k tzv. dvojitému skluzu. V tomto případě se mřížka natočí tak, aby směr napětí ležel v ose symetrie dvou činných rovin skluzu. Potom dochází k současnému nebo střídavému skluzu v obou systémech rovin. Tento skluz může vést k předčasnému vyčerpání schopnosti materiálu k plastickému přetvoření a vyšší pravděpodobnosti vzniku trhlin [7].

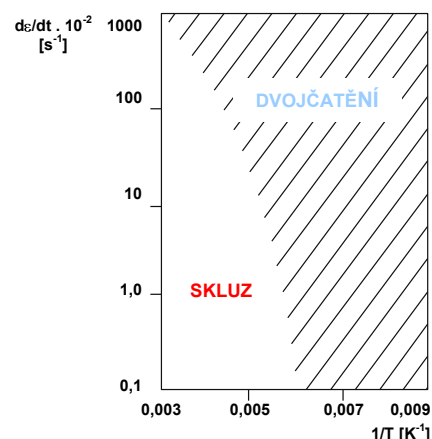


Obr. 2.8. Schéma realizace skluzu v zrnech polykrystalického materiálu

2.4.2. Plastická deformace dvojčatěním

Dvojčatění je další způsob plastické deformace u kovů. Pro vznik dvojčatění jsou charakteristické nízké teploty tváření a vysoká rychlost deformace (charakteristické pro speciální metody tváření jako např. tváření výbuchem). V případě dvojčatění je tedy rychlost pohybu dislokací omezena. Dislokace nestihne proběhnout mřížkou, tj. rychlost přetvoření je vysoká a dochází k dvojčatění (viz. obr. 2.9.) [12].

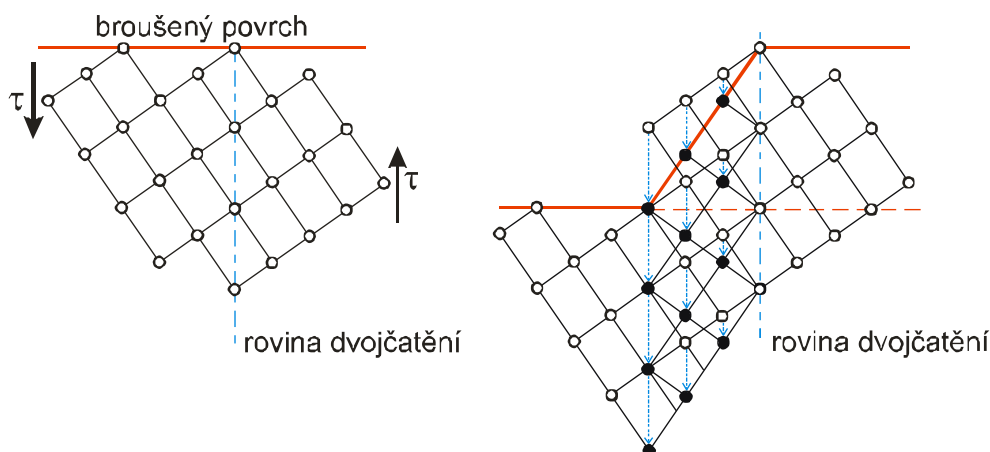
Dvojčatění je v podstatě zlomení mřížky, kdy osa zlomení je totožná s osou dvojčatění. Při dvojčatění můžeme realizovat velké deformace při plastické



Obr. 2.9. Vliv teploty a deformační rychlosti na uplatnění mechanismu skluzu a dvojčatění

deformaci malého objemu tělesa, tzn. plastická deformace se uplatní jen v rovině dvojčatění. Zbytek objemu materiálu není plastickou deformací zasažen, jen změni orientaci. V porovnání se skluzem dislokací je pro realizaci dvojčatění zapotřebí nesrovnatelně menší energie a rovněž dochází k minimálnímu odpružení (plastická deformace probíhá v menším objemu materiálu než při skluzu dislokací) [12].

Mechanické dvojčatění se při plastickém přetvoření vysvětluje sklopením, resp. natočením jedné části mřížky vůči druhé, kolem roviny symetrie. Tím se vytváří zrcadlový obraz dvou částí mřížky, viz. obr. 2.10. [7].



Obr. 2.10. Schéma plastického přetvoření dvojčatěním

Ke sklopení dojde účinkem smykových napětí vyvolaných vnější silou, u polykrystalických materiálů pak v zrnech nejvýhodněji orientovaných. Tento mechanismus však neumožňuje velké plastické přetvoření. Jeho význam spíše spočívá v tom, že sklopením dochází k příznivější orientaci skluzových systémů vzhledem k vnějšímu napětí a tím k realizaci skluzů (translací). Při současném uplatnění obou těchto mechanismů lze pak dosáhnout velkého plastického přetvoření (Cu, Pb, MS_{α} , austenit, aj.) [7].

Pravděpodobnost vzniku dvojčat obecně roste s klesající teplotou a s rostoucí rychlostí napěťového působení (rázové působení přetvárné síly). Významnou úlohu má dvojčatění u kovů s hexagonální mřížkou (díky omezenému systému skluzových rovin, viz. obr. 2.7.), kde usnadňuje změnou orientace mřížky další translace [7].

Kritické napětí u dvojčatění je velice složité, deformace dvojčatěním probíhá při velkých rychlostech deformace a celý jev je velice rychlý. Tím lze pouze velice těžko stanovit určitou hodnotu kritického napětí. Vlivem deformace rázem nabývá kritické napětí pro dvojčatění velikých hodnot [3].

Výzkum vzniku zárodku dvojčat při mechanickém namáhání v hexagonálním kovu ukázal, že přinejmenším v monokrystalech zinku nelze udat pevnou hodnotu kritického

napětí pro dvojčatění tak, jako je to možno v případě skluzu a že k nukleaci dvojčatění je třeba vysokých hodnot napětí. Ve většině krystalů dochází tedy vždy nejdříve ke skluzu a zárodky dvojčat se pak vytvářejí následkem vysokých koncentrací napětí v okolí nakupení dislokací. Po vzniku zárodků se začnou dvojčata šířit, jakmile je příslušné smykové napětí vyšší než kritická hodnota, neboť napětí potřebné k šíření dvojčete je mnohem menší než napětí nutné k jeho vzniku [3].

Při deformaci běžných kovů, jako je např. Cu nebo Al, má mechanické dvojčatění pouze malý význam a jeho studium bylo proto dlouho opomíjeno. Přesto při určitých podmínkách deformace dochází k dvojčatění ve všech obvyklých krystalografických strukturách. Při vzniku mechanických dvojčat se velmi rychle objevují tenké lamely, jejichž šířka se zvětšuje s rostoucím napětím rovnoměrným pohybem rozhraní dvojčete. Nová dvojčata se obvykle objevují náhle, což někdy bývá doprovázeno akustickou vlnou. Současně se na křivce $\sigma - \varphi$ objeví nepravidelnosti v průběhu. Rychlý sled jednotlivých zvuků se pak může slévat v souvislý praskot [3].

Ačkoliv se většina kovů obvykle nedeformuje dvojčatěním, lze jej vyvolat při vhodných podmínkách. Při dvojčatění musí posuv probíhat pohybem dislokací. Přitom napětí způsobující dvojčatění bude záviset nejen na čárovém napětí dislokačního zdroje jako v případě skluzu, ale též na povrchovém napětí hranice dvojčat. Proto je napětí potřebné k dvojčatění obvykle vyšší, než je napětí skluzové, a při pokojové teplotě proběhne deformace téměř vždy spíše skluzem než dvojčatěním. Budeme-li snižovat teplotu, při které deformace probíhá, bude růst kritické skluzové napětí, celkové napětí bude vysoké a tím i vyšší pravděpodobnost, že deformace proběhne dvojčatěním [3].

Dvojčatění nejsnadněji probíhá v kovech se strukturou hexagonálního těsného uspořádání, kde je vzhledem k omezenému počtu skluzových systémů základním a nutným mechanismem deformace polykrystalických vzorků. U monokrystalů pak mají při dvojčatění důležitý význam orientace vzorku, velikost napětí a teplota, při které se vzorek deformuje. V kovech se strukturou kubickou prostorově centrovanou může při pokojové teplotě dojít k dvojčatění při deformaci rázem nebo (při obvyklejších rychlostech zatížení) za nízkých teplot, kdy je kritické skluzové napětí velmi vysoké. Naproti tomu se i při nízkých teplotách podařilo vyvolat dvojčatění jen u několika kovů se strukturou kubickou plošně centrovanou.

Vzniklá dvojčata mohou sama působit jako překážky, což vede k dalšímu snížení pohyblivosti dislokací a vzniku zárodků dalších dvojčat. Po určité době se však většina Frank-Readových zdrojů dislokací uvolní ze svých atmosfér a vznik skluzových dislokací nebude již probíhat nárazově, čímž bude nukleace dvojčat snížena. Působením dvojčat jako skluzových překážek lze patrně vysvětlit rychlé zpevnění při plastické deformaci pozorované při teplotě 20 K [3].

Při procesu dvojčatění se uplatňuje několik aspektů, které je třeba uvažovat. Základní z nich jsou uvedeny a popsány v tab. 2.5. V následující tab. 2.6. jsou shrnuty hlavní rozdíly a charakteristiky plastické deformace skluzem a dvojčatěním.

Tab. 2.4. Základní aspekty procesu dvojčatění [13]

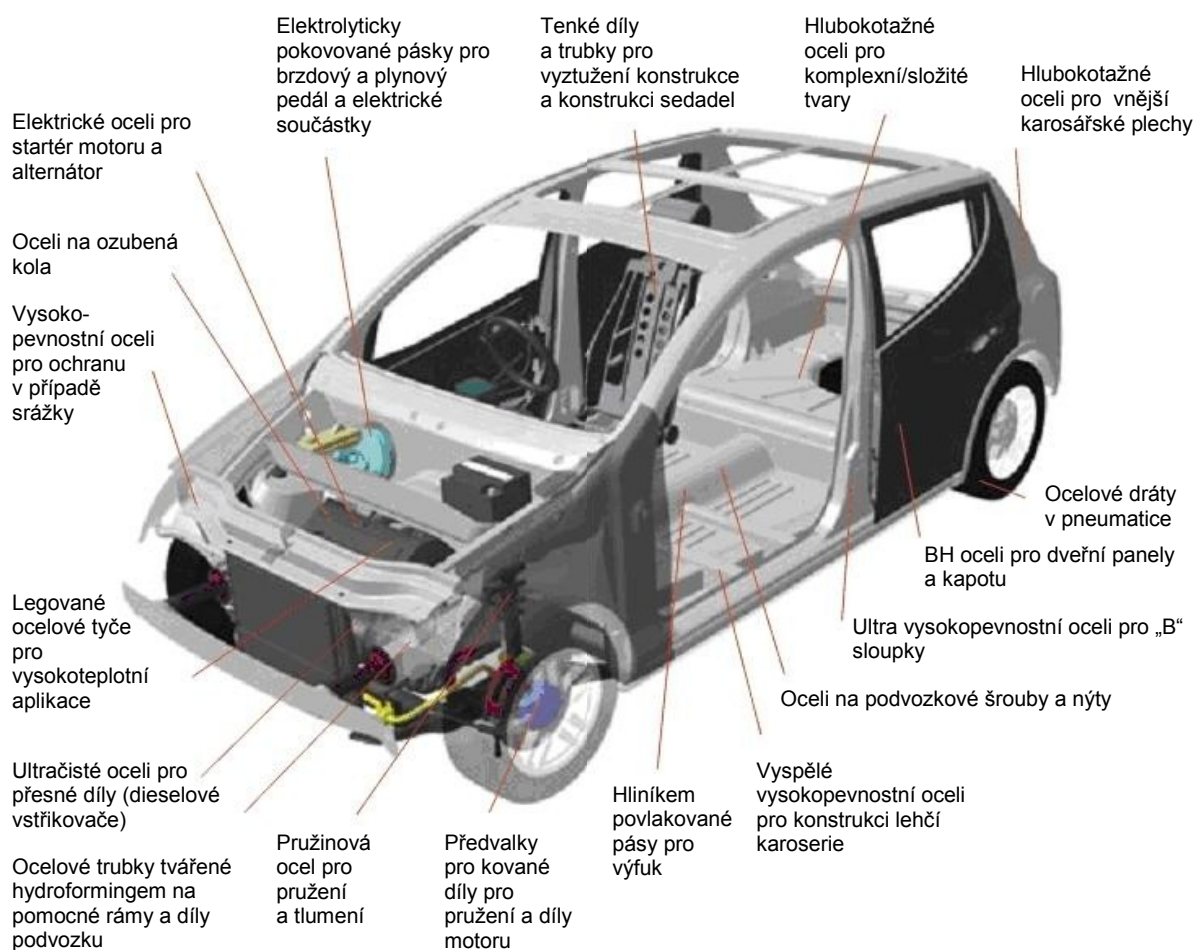
Bod	Charakteristika
1	Dvojčatění je doprovázeno skluzem, důležitá je vzájemná kombinace skluzu a dvojčatění.
2	Za pokojové teploty skluz předchází dvojčatění.
3	V důsledku působení vnějších sil (tedy za určité koncentrace napětí) dochází k tzv. mechanickému dvojčatění krystalů.
4	K nukleaci dvojčatění je třeba vysokých hodnot napětí. S ohledem na tuto skutečnost deformace za pokojové teploty proběhne téměř vždy skluzem.
5	Orientace zrn do velké míry rozhoduje o výsledném mechanismu deformace (skluz nebo dvojčatění a to i pro lokální oblast zrna), ale také o kinetice různých typů transformace.
6	Snížením energie vrstevné chyby (SFE – Stacking Fault Energy) lze vyvolat proces dvojčatění (v kombinaci se skluzem) také za pokojové teploty.
7	V austenitických ocelích prvky stabilizující austenit (Mn nebo Ni) vytváří velmi výhodné vlastnosti těchto ocelí, které jsou obecně dosaženy pomocí kombinace nejenom deformace skluzem a dvojčatěním, ale také martenzitickou přeměnou indukovanou deformací.
8	Proces mechanického dvojčatění v materiálu a vytváření stále nových dvojčat velmi výrazně omezuje pohyb dislokací v materiálu, což ve svém důsledku vede k velmi výraznému zpevňování daného materiálu.

Tab. 2.5. Rozdíly mezi plastickou deformací skluzem a dvojčatěním [10, 12]

Skluz	Stejná orientace krystalu nad i pod rovinou skluzu.	
	Skluz nastává posuvem o celé násobky meziatomových vzdáleností.	
	Skluz nastává po relativně vzdálených krystalových rovinách.	
	Skluzové pásy – milisekundy.	
Dvojčatění	Zrcadlová orientace vzhledem k rovině dvojčatění.	
	Pohyby atomů jsou obvykle zlomky meziatomových vzdáleností.	
	Každá atomová rovina ve dvojčeti se účastní deformace.	
	Dvojče – mikrosekundy (často i slyšitelné).	

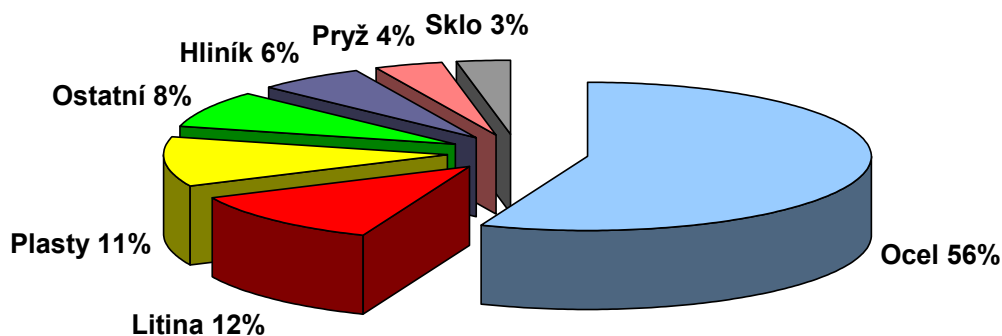
3. Materiály pro konstrukci karoserie

Vozidla jsou postavena ze spousty rozličných materiálů, i když hlavní konstrukce, tzv. skelet (**Body In White – BIW**), je obvykle vyráběn z oceli tlakově svařované za účelem vytvořit pevný a tuhý rám. Ocel jako konstrukční materiál se svým zastoupením na použitých dílech podepisuje až padesáti procenty na výsledné hmotnosti osobního automobilu. Její hlavní aplikace jsou zobrazeny na obr. 3.1. Tento nebo víceméně obdobný způsob konstrukce je uplatňován u 99,9 % všech automobilů, jenž jsou vyráběny po celém světě. Zbylé 0,1 % zahrnuje vozidla, při jejichž stavbě byl použit jako hlavní konstrukční materiál hliník. Zvláštní skupinu automobilů představují tzv. supersporty. Ty mají v celosvětové produkci zastoupení 0,01 %. Při jejich konstrukci jsou užity materiály, jež by v běžné produkci (zejména kvůli ceně) nenašly uplatnění. Jsou to například karbon, uhlíková vlákna, kompozity aj. Nejvíce používané kovové materiály při stavbě automobilů a jejich využití je patrné na obr. 3.2. [14].



Obr. 3.1. Možnosti využití oceli při stavbě automobilu [14]

Materiálové vlastnosti ocelí, společně s jejich relativně snadnou výrobou a nízkou cenou znamenají, že „automobily z oceli“ mají majoritní podíl na trhu. Vysoká cena alternativních materiálů jako je třeba hliník nebo kompozity zajišťují právě oceli její neotřesitelnou pozici jako primárního a hlavního konstrukčního materiálu.



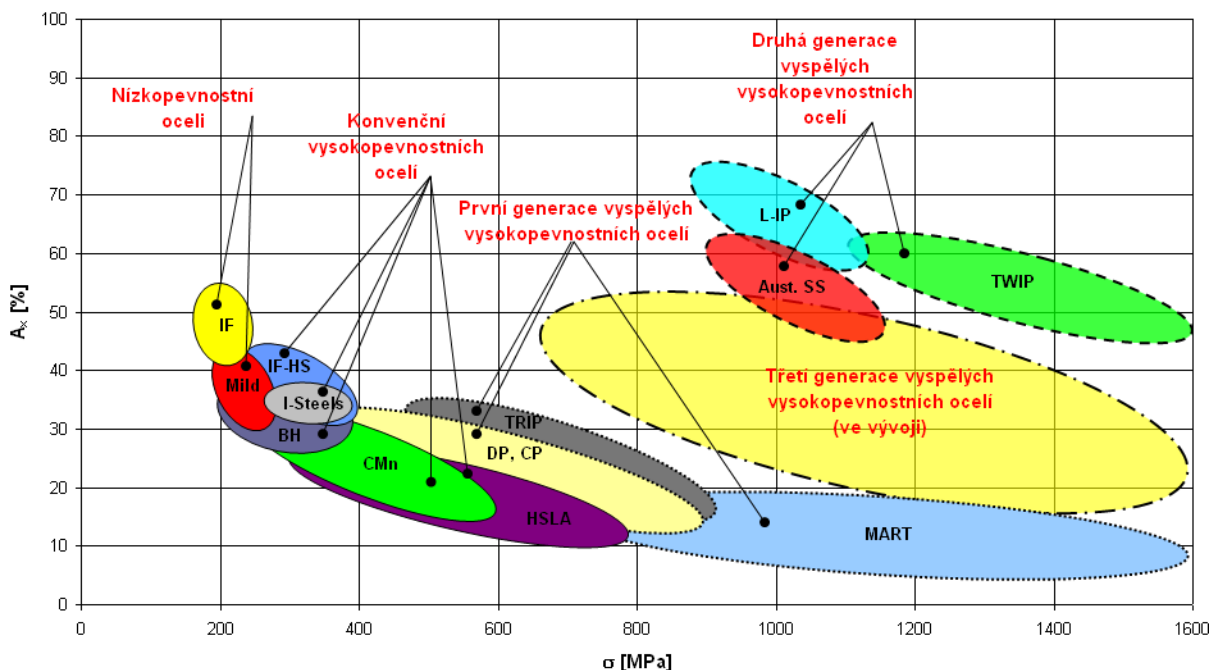
Obr. 3.2. Zastoupení hlavních konstrukčních materiálů při stavbě automobilů

Skelet vozidel představuje dvacet procent z celkové hmotnosti. Váha pohyblivých částí karoserie (dveře – boční i zadní a kapota), podvozku (pružící a tlumící součásti a celky), řízení aj. zvyšují podíl oceli a jiných železných kovů téměř až na šedesát procent. V minulých letech podíl železných kovů klesl hlavně díky nahrazování železa hliníkem na odlitky pro bloky a díly motorů. Rovněž klesl i podíl ocelových tabulí a pásů. Enviromentální a ekonomické požadavky a podmínky pro snižování spotřeby paliva vedly k zavádění a užívání váhově lehčích materiálů pro komponenty na konstrukci. I zde však problém představuje hlavně cena [14].

3.1. Typy ocelí

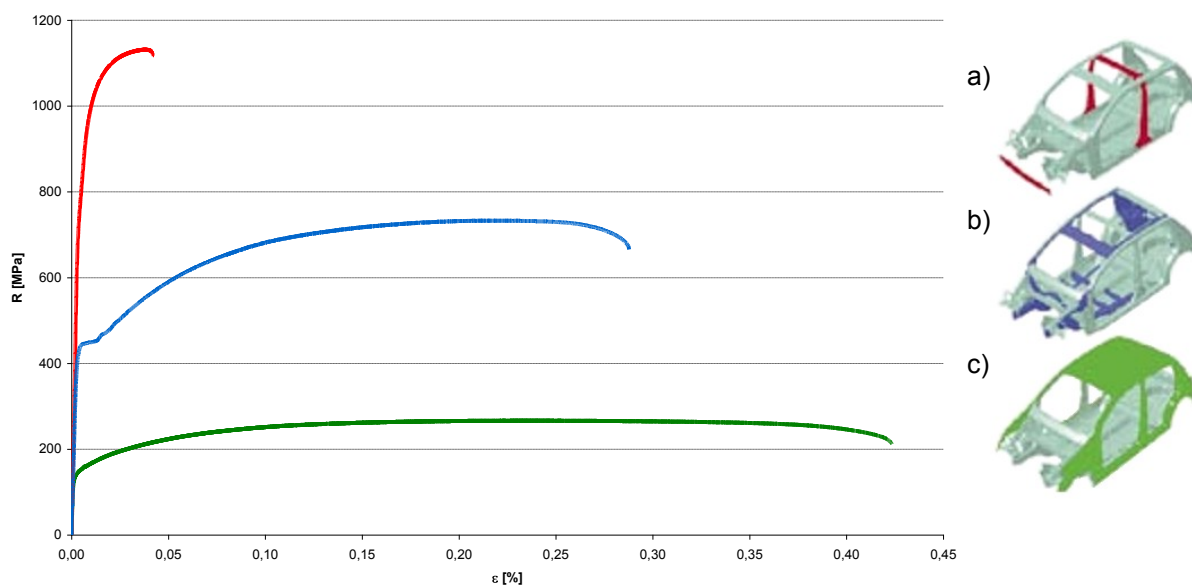
Jednotlivé třídy ocelí zahrnují všeobecné typy, z nichž je každý vhodný pro rozličné skupiny dílů a celků v automobilech. Výrobci ocelí mohou upotřebit řadu postupů a technologií k získání ocelí s různými preferovanými vlastnostmi. Mezi tyto postupy a technologie spadá např. zpevňování tuhého roztoku, zjemňování zrna, pracovní zpevnění, precipitační vytvrzování, tepelné zpracování aj. [14].

Užitím těchto metod jsou vyráběny a získávány oceli s ideální kombinací tvářitelnosti a pevnosti pro specifické aplikace v automobilovém průmyslu. Na obr. 3.3. jsou zobrazeny stávající a teprve zaváděné oceli a ty, které jsou ještě ve stádiu vývoje, jež se již užívají nebo teprve budou uplatněny nejen v automobilovém průmyslu. Každá z elips označuje charakteristickou oblast vlastností jednotlivých ocelí. V tab. 3.1. jsou charakterizovány základní vlastnosti ocelí, které se používají pro výrobu karosářských plechů.



Obr. 3.3. Stávající, zaváděné a v budoucnu uplatňované typy ocelí v konstrukci automobilů

Obecně lze konstatovat, že ke stavbě automobilů se používají oceli tří konkrétních skupin, jež díky svým charakteristickým vlastnostem mají i své jednoznačné určení. Pro bezpečnostně kritická místa, zejména pro zachování prostoru pro cestující v případě nehody, se uplatňují ultra-vysokopevnostní oceli (obr. 3.4. a). Vysokopevnostní oceli (obr. 3.4. b) s dobrou vyvážeností vlastností (pevnost/tuhost, tvárnost, pohlcování energie a stálost) se používají převážně na skelet a boční výztuhy ve dveřích vozu. Hlubokotažné oceli (obr. 3.4. c) se používají pro karosářské plechy.



Obr. 3.4. Aplikace ocelí ve struktuře automobilu [14]

a) ultra-vysokopevnostní oceli, b) vysokopevnostní oceli, c) hlubokotažné oceli

Tab. 3.1. Typy ocelí [15, 16, 17]

Nízkopevnostní oceli	IF	Oceli bez intersticií (I nterstitials F ree)
		Mají velmi nízký obsah intersticiálně rozpuštěného C a N, což zaručuje výbornou tvářitelnost, ale poměrně nízkou pevnost. Po válcování za studena se vyznačují vynikající kombinací mech. vlastností (tvářitelnost, def. zpevnění).
	Mild	„Měkké“/nízkouhlíkové oceli (M ild)
		Nízkopevnostní oceli obsahující malé množství uhlíku a zanedbatelné množství legujících prvků. Obsah uhlíku v této oceli se může lišit od velmi nízké úrovně až na přibližně 0,3 %. Vyskytuje se převážně feritická struktura. Obecně platí, že „měkké“ oceli mají dobrou svařitelnost a tvářitelnost za studena.
Konvenční vysokopevnostní oceli	IF-HS	IF vysokopevnostní oceli (I nterstitials F ree H igh-strength)
		Oceli se substitučně zpevněným feritem mající jemnozrnnou strukturu. Vykazují vyšší mez kluzu bez výrazného zhoršení plastických vlastností oproti IF ocelím. Obsahují přísady P, B, příp. i Mn, Si či Cu.
	I-Steels	Isotropní oceli (I sotropic S teels)
		Oceli mikrolegované 0,02 až 0,05 % Nb a Ti, příp. V a Mo. Tyto oceli s feritickou matricí s precipitáty poskytují vysokou mez kluzu a vysokou plasticitu při tváření. Mají jemnozrnnou strukturu a izotropní vlastnosti při tváření. Zvyšováním obsahu Ti dochází ke zvýšení meze kluzu, při zanedbatelném snížení koeficientu deformačního zpevnění n , jež i tak nabývá vysoké hodnoty. Hodnota plošné anizotropie Δr se pohybuje kolem 0. Byly speciálně navrženy tak, aby poskytovaly stejné mechanické vlastnosti v každém směru po celé délce nebo napříč šířkou pásu, tzn. nevykazují žádnou závislost materiálu na směru válcování.
	BH	BH oceli (B ake H ardening)
		Jsou to jakékoliv vysokopevné oceli, u nichž je zvýšení pevnosti výsledkem kombinace deformace a stárnutí při teplotách a časech typických pro lakování částí automobilu.
	CMn	Uhlíkomanganové oceli (C arbon- M anganese)
		Jedná se o vysokopevnou tvárnou ocel se zvýšenou mezí únavy. Obsahují 0,1 až 0,25 % C a 1 až 2 % Mn. Mangan je přidáván za účelem prohloubení zpevnění a zvýšení pevnosti a tuhosti. Uplatňují se v automobilovém průmyslu (např. disky a ráfky kol, podvozkové díly pro automobily aj.) pro konstrukční účely.
	HSLA	Vysokopevnostní nízkolegované (mikrolegované) oceli (H igh-strength L ow A lloy)
		Legující prvky se přidávají v malém množství a to do 0,1 % (Ti, Cr, Mo, N, V, Ni, Nb). Různé kombinace těchto prvků společně s různými mechanismy zpevnění a speciálními technologickými postupy výroby (řízené válcování, urychlené ochlazení aj.) zajišťují těmto ocelím velký rozsah požadovaných fyzikálně-mechanických vlastností.

První generace vyspělých vysokopevnostních ocelí	DP	Dvoufázové oceli (D ual P hase)
		Nízkouhlíkové oceli na bázi Mn-Si s feritickou strukturou, ve které se nacházejí malé oblasti tvrdého martenzitu (10 až 35 %). Poskytují dobrou tvářitelnost s uspokojující pevností. Vyznačují se vysokým zpevněním při tváření za studena již při malých stupních deformace. Jsou typické pro výrobu disků kol.
	CP	Vícefázové oceli (C omplex P hase)
		Pro zvýšení svých mechanických vlastností využívají tzv. strukturního zpevnění jednotlivých složek. Principem zpevnění je cílené zavádění různých strukturních složek. Dobře odolávají dynamickému zatížení.
	TRIP	Oceli s transformačně indukovanou plasticitou (T Ransformation I nduced P lasticity)
		Oceli legované Mn a Si které se po válcování prudce ochladí na vzduchu a vhodně tepelně zpracují. Výchozí struktura je feriticko-bainitická s 6 až 10 % zbytkového austenitu, který se transformuje na martenzit až během následné deformace při tváření. Používá se na díly ovlivňující průběh bariérových zkoušek (cash testů).
Druhá generace vyspělých vysokopevnostních ocelí	MART	Martenzitické oceli (M ARTensitic)
		Základem jsou feriticko-perlitické oceli. Ve finální struktuře se v průběhu zpracování vyskytuje převážně tvrdý martenzit a feritická fáze zaujímá jen velmi malé oblasti. Mají vysoké hodnoty pevnosti a v omezené míře jsou tvařitelné za studena.
	L-IP	Oceli s nízkou měrnou hmotností s indukovanou plasticitou (L ighter W eight S teels with I nduced P lasticity)
	Aust. SS	Austenitické nerezové oceli (A ustenitic S tainless S teels)
		Oceli s austenitickou FCC strukturou. Tvorba austenitu je podporována legurami jako nikl, mangan, chrom a dusík. Pevnost se zvyšuje legováním dusíkem. Vývoj předpokládá v dalších 10ti letech nárůst na 0,4 až 0,6% N. Zvyšování korozivzdornosti se docílí snižováním obsahu uhlíku na 0,012 až 0,020 %. Dalším zvyšováním obsahu legujících prvků vznikají tzv. superaustenity. Tyto oceli poskytují dobrou tvářitelnost za studena a absorpci energie. Vykazující TRIP efekt.
	TWIP	Oceli s plasticitou indukovanou dvojčatením (T Winning I nduced P lasticity)
		Převážně austenitické oceli obsahující 15 až 25 % Mn a další legující prvky jako je Al a Si. Tyto oceli dosahují extrémně vysokých hodnot tažnosti při vysoké pevnosti. Rozhodující vliv má charakter plastické deformace.

Skelet moderních vozidel se vyvíjel několik let. Většího významu nabyl v osmdesátých letech, kdy se vycházelo z deformovaných částí vozidla, jež se pak navrhovali sofistikovaněji. Hledělo se více na rozložení sil a deformační energie, hlavně pro extrémní zatížení vozidla v okamžiku nehody. Obr. 3.5. schématicky zobrazuje historický vývoj z hlediska vývoje a designu karoserie. Současně podává také přehled o materiálech používaných při stavbě karoserie.



Rok	Událost	Vozidlo
1900	1901 První skutečný automobil (ne jen motorové vozítko či kočár)	Mercedes 35 hp
1910	1913 Počátek masové produkce automobilů	Ford Model T
	1914 První automobil s částečně hliníkovou karoserií	NSU
	1915 První masově vyráběný automobil s celokovovou karoserií	Dodge
	1915 První pokus a samonosnou bezrámovou konstrukci	Cornelian
	1917 První evropský masově vyráběný vůz	Citröen A
	1918 První japonský masově vyráběný vůz	Mitsubishi A
1920	1922 První vůz se samonosnou karoserií	Lancia Lambda
1930	1934 První masově vyráběný vůz se samonosnou karoserií	Citröen 7CV "Traction Avant"
1940		
1950	1951 Patent na automobil s vyztuženou přední částí a deformačními strukturami vpředu a vzadu (dle návrhu B. Bärenyiho)	Mercedes-Benz
	1953 První sériový automobil s plastovou karoserií	Chevrolet Corvette
	1954 První evropský vůz s plastovou karoserií	Jensen 541
	1954 První masově vyráběný vůz se samonosnou karoserií z hliníku	Panhard Dyna Z
	1957 Ochrana karoserie a podvozku proti korozi	Rambler, Lincoln
	1957 Nosná skořepinová karoserie z polyesterového třívrstvého sendviče	Lotus Elite
	1958 První evropská "crashová" směrnice	
	1959 Daimler-Benz začal v Sindelfingenu s pravidelnými crash-testy	
	1959 Mercedes-Benz jako první v sériové produkci aplikoval zesílený střed karoserie a deformační zóny	
1960		
	1965 R. Nader zahájil tažení za bezpečnější konstrukci automobilů	
	1968 První experimentální bezpečnostní automobil	Pininfarina Sigma
1970		
	1973 Statický boční crash test (US)	
	1975 První plně pozinkovaná karoserie	Porsche 911
	1978 Zahájení fungování US NCAP	
1980	1981 První automobil s nosnou strukturou z kompozitního materiálu na bázi uhlíkových vláken (kevlar)	MC Laren MP4 F1
1990	1990 Projekt Prométheus - 14. evropských automobilek ohlásilo projekt zaměřený na výzkum nových systémů bezpečné a ekologické dopravy	
	1990 První automobil vyrobený převážně z hliníku	Honda NSX
	1994 První sériový celohliníkový automobil (ASF)	Audi A8
	1997 Zahájení fungování EURO NCAP	
	1998 Nový systém crash-testů v Evropě: ofsetový náraz do deformovatelné bariéry	
2000		
	2001 První vozidlo dosáhlo 5-ti hvězdiček v EURO NCAP	Renault Laguna
	2003 První hliníko-ocelový hybridní automobil	Toyota Prius

Obr. 3.5. Vývoj konstrukce automobilů, nových materiálů a technologií při jejich stavbě

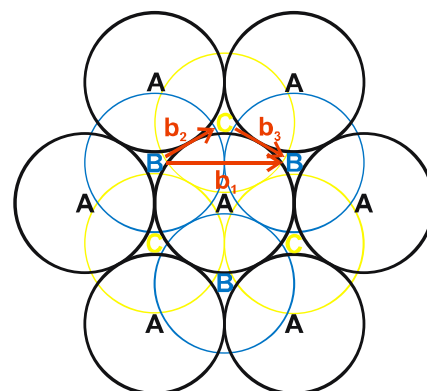
4. TWIP oceli

TWIP oceli (**TW**inning **I**nduced **P**lasticity) představují novou skupinu **austenitických vysokomanganových vysokopevnostních ocelí**, u nichž je přetvoření dvojčatěním dominantním mechanismem plastické deformace. Mechanická dvojčata vzniklá při deformaci fungují jako silné bariéry v pohybu dislokací, což má za následek výrazné zpevňování materiálu. Mechanismy spojené s tímto masivním zpevňováním jsou spjaté s tzv. **energií vrstevné chyby** (**SFE – Stacking Fault Energy**). SFE je funkcí chemického složení a teploty. Z pohledu deformačního chování TWIP ocelí se jedná o velmi důležitý pojem, neboť vymezuje jejich mechanické vlastnosti a určuje hlavní deformační mechanismus.

4.1. Energie vrstevné chyby

Ve většině kovů mohou během plastické deformace, hlavně kvůli skluzu v rovinách mřížky, vznikat chyby v pravidelném uspořádání vrstev. A to zejména v mřížkách u nichž jsou mezi atomy sousedících rovin malé rozdíly v energii vazebných sil – např. mřížka FCC austenitu.

Jednotlivé atomové roviny si je možné představit jako roviny tvořené tuhými koulemi, viz. obr. 4.1. Má-li se posunout část krystalu vůči celku, je snadnější, aby např. atomy v rovině B přešly z polohy B do C, než rovnou do polohy B. Tedy snadněji se posunou ve směru b_2 než ve směru b_1 . Tím se však pravidelné vrstvení ABC ABC poruší a v uvedeném případě se pořadí rovin změní na ABC ACA BCA. Vznikne tak porucha zvaná **vrstevná chyba**. Z pohledu dislokační teorie se jedná o rozsáhlou dislokaci obsahující tenký pás HCP uspořádání ohraničený částečnými dislokacemi v FCC mřížce [18].

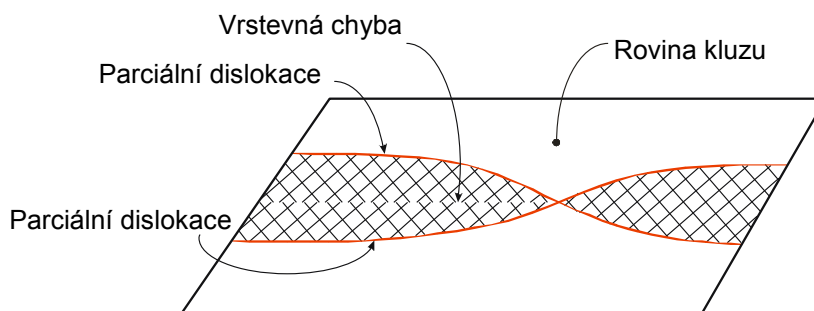


Obr. 4.1. Schématické znázornění vzniku vrstevné chyby

Atomy z roviny B, které se nyní nacházejí v poloze C, se mohou dostat do vedlejší polohy určené bodem B tak, že se budou pohybovat ve směru b_3 . Tím se opět upraví pořadí rovin a vrstevná chyba vymizí. Takže pohyb z polohy B do další polohy B podle směru b_1 je snadnější, děje-li se postupně nejprve ve směru b_2 a následně b_3 , jak je na obr. 4.1. [18].

Velikost Burgersova vektoru je menší než meziatomová vzdálenost. V takovém případě se **úplné** (perfektní) jednotlivé **dislokace**, před jejich pohybem mřížkou z energetických důvodů rozštěpí na dvě **částečné** (parciální) **dislokace** oddělené pásmem vrstevné chyby, viz. obr. 4.2. [10, 18].

Protože obě, téměř rovnoběžné částečné dislokace, působí na sebe odpudivě, budou se vzdalovat. Tím se bude zvětšovat vrstevná chyba. Na druhé straně nicméně existuje tendence uvnitř materiálu, v důsledku povrchového tahu vrstevné chyby stahující částečné dislokace k sobě, aby chyba byla co nejmenší a snížila se tak její energie. **Energii vrstevné chyby** na jednotkovou plochu si je možné představit jako sílu, kterou vrstevná chyba působí na jednotkovou délku dislokace [10, 18].



Obr. 4.2. Vrstevná chyba

4.2. TWIP a TRIP efekt vysokomanganové oceli

TWIP oceli jsou dalším vývojovým stupněm v oblasti specifických ocelí, patří do skupiny „druhé generace vyspělých vysokopevnostních ocelí“. Byly vyvinuty převážně na základě poznatků o vlastnostech **TRIP** oceli, tzv. oceli s transformačně indukovanou plasticitou (**TR**ansformation **I**nduced **P**lasticity). Avšak každá je charakteristická různým mechanismem plastické deformace.

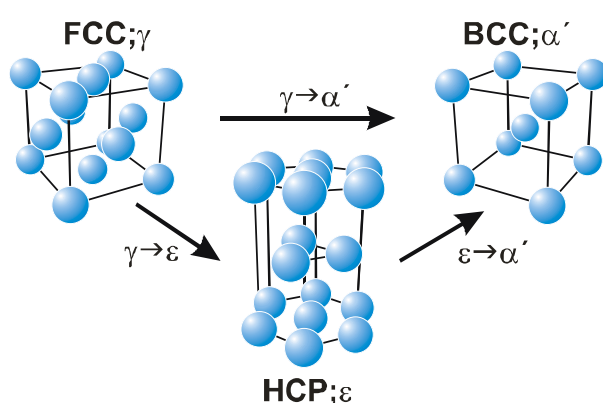
Hlavní rozdíl mezi TRIP a TWIP ocelí spočívá v tom, že u TRIP oceli je austenit stabilizován při chladnutí, avšak ne při účincích mechanického zatížení. K fázové transformaci v materiálu dojde až při zatížení. Naproti tomu TWIP oceli nevykazují fázovou transformaci při chlazení, avšak ta se může objevovat při tváření za studena. Převládající mechanismus přetvoření je pro tuto ocel dvojčatění [19].

Obecně lze rozdělit způsoby zpevňování oceli na precipitační, pracovní, transformační a zpevnění tuhého roztoku. Oceli s vyšším obsahem manganu mají nižší pevnost, což znamená, že tuhnutí tuhého roztoku není hlavním mechanismem zpevnění. Tyto oceli mohou vykazovat dvojí charakteristiku zpevňování při plastické deformaci a to v závislosti na obsahu manganu. Oceli s tzv. **TRIP efektem** (Mn do 20 %_{hm}), viz. obr. 4.3., mají vyšší pevnost, zatímco oceli s **TWIP efektem**, viz. obr. 4.4., mají vyšší houževnatost. Mangan poskytuje ocelím větší tvářitelnost díky vrstevným chybám. Ty vytváří zrcadlový obraz krystalu. Z toho tedy vyplývá, že TRIP efekt je prospěšný pro zvýšení pevnosti a TWIP efekt pro zvýšení tvárnosti výše zmíněných ocelí. A právě napětím vyvolané fázové

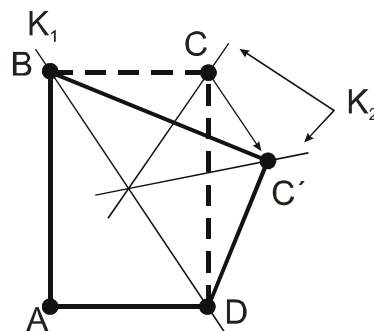
transformace (TRIP efekt) nebo dvojčatění (TWIP efekt) představují jejich nevýznamnější způsob zpevnění [19].

Jak již bylo v kap. 2.4. zmíněno, při tváření se uplatňuje několik mechanismů plastické deformace. Vždy probíhají všechny mechanismy najednou, avšak jeden je dominantní. TWIP oceli jsou rovněž podrobeny martenzitické přeměně. Martenzit se z počáteční austenitické struktury může vytvořit dvěma možnými transformacemi. Buď přímo změnou z γ (FCC) austenit $\rightarrow \epsilon$ (HCP) martenzit nebo z γ (FCC) austenit $\rightarrow \alpha'$ (BCC) martenzit. Nebo postupně ve dvou krocích γ (FCC) austenit $\rightarrow \epsilon$ (HCP) martenzit $\rightarrow \alpha'$ (BCC) martenzit, jak je patrné na obr. 4.3. Při těchto transformačních přeměnách je dominantní TRIP efekt. Avšak hodnoty pevnosti a tváritelnosti jsou vyšší než u TRIP oceli [6].

Podle zatím provedených experimentů těchto ocelí se mechanismus martenzitické přeměny vyskytuje pod hodnotou SFE menší jak 18 mJ/m^2 . Ke dvojčatění dojde, pakliže se SFE pohybuje v rozmezí 18 až 35 mJ/m^2 . Některé studie uvádějí hodnotu spodní hranice dokonce 12 mJ/m^2 . Nad tímto intervalem je skluz dislokací jediným mechanismem přetvoření [2].



Obr. 4.3. Martenzitické přeměny ve struktuře



Obr. 4.4. Dvojčatění v krystalu. Rovina K_1 je rovinou dvojčatění a rovina K_2 se otáčí kolem průsečíků rovin K_1 a K_2

Jiné studie tvrdí, že mechanické dvojčatění může být upřednostněno až do hodnot SFE menších jak 60 mJ/m^2 . Avšak, jak se mění intenzita dvojčatění a typ dvojčat s SFE, tak s relativně nízkou hodnotou SFE okolo 25 mJ/m^2 je hustota dvojčat vysoká a dvojčatění se vyskytuje po celém vzorku, což zajišťuje téměř homogenní deformaci. Vysoké hodnoty SFE (nad 60 mJ/m^2) znesnadňují částečné dislokace, a proto je převládající deformační mechanismus pohyb tzv. perfektních dislokací. Z tohoto důvodu mají slitiny se střední hodnotou SFE tendenci k mechanickému dvojčatění místo fázových transformací nebo skluzu dislokací [2].

SFE se tradičně využívá jako hrubý odhad tendence TWIP oceli k dvojčatění. Chemické složení a teplota při deformaci se užívají jako hlavní faktory řízení a kontroly SFE a tedy stanovení rozhodujícího mechanismu deformace [2].

4.3. Přísadové prvky TWIP oceli

Nejdůležitější roli v chemickém složení TWIP oceli představuje mangan. Dalšími přísadovými prvky, jež rozhodují o jedinečných deformačních schopnostech TWIP oceli jsou hlavně hliník, křemík, uhlík a chrom.

Tab. 4.1. Nejvýznamnější přísadové prvky TWIP ocelí [2]

Prvek	Vlivy přísadového prvku
Mangan (Mn)	Mangan je považován za nejvýznamnější přísadový prvek v těchto ocelích, u nichž je rozhodující zachovat austenitickou strukturu. Mangan podstatně navyšuje hodnotu SFE ve TWIP ocelích. Současně se zvyšuje i celková tažnost, avšak klesá výsledná pevnost materiálu bez závislosti na legování ostatními prvky.
Hliník (Al)	Přidání hliníku do vysokomanganových TWIP ocelí má několik důvodů. Hliník, stejně jako mangan, výrazně zvýší hodnotu SFE a tudíž stabilizuje austenit proti fázovým transformacím vyvolaným napětí během deformace a upřednostňuje vznik deformačních dvojčat. Nad toto dále ještě zpevní austenit při tuhnutí pevného roztoku. Vzhledem k pasivitě hliníku zvýší korozní odolnost takovéto oceli.
Křemík (Si)	Na rozdíl od hliníku křemík sníží množství austenitických fází, podpoří a udržuje fázové transformace během chlazení a deformace. Po přidání křemíku do TWIP oceli se sníží SFE, což vede k nárůstu počtu vrstevných chyb, které jsou nukleačními místy pro martenzitické transformace. Křemík také zpevní austenit vzhledem k tuhému roztoku o 50 MPa/1 % Si.
Uhlík (C)	Uhlík je považován za účinný stabilizátor austenitu a je přidáván do modifikovaných TWIP ocelí (X-IP = EX treme Steel with I nduced P lasticity) do obsahu 0,6 % _{hm} . Rozpustnost uhlíku v austenitu je vysoká a tak může být uhlík přidáván s cílem stabilizovat austenit a také zpevnit matici tuhého roztoku.
Chrom (Cr)	Je dobře známo, že chrom v železných slitinách posílí jejich korozní odolnost v různých médiích. Mimo to také navyší SFE.

5. Optické metody měření

Fotogrammetrie je základním principem optických měřicích systémů. Její metody jsou nepřímé způsoby získávání informací o tvaru a poloze objektu, při kterém se informace získávají z jednoho nebo více fotografických snímků na základě exaktního měření. Fotogrammetrii lze uplatnit všude, kde lze požadovaný objekt vyfotografovat. S rozvojem digitální techniky a počítačů je umožněno vyhodnocovat pořízené snímky bezprostředně po jejich získání [20].

5.1. Vývoj a uplatnění fotogrammetrie

Historický vývoj fotogrammetrie sahá k samotnému počátku fotografie. Krátce po jejím objevu byly provedeny první na sobě nezávislé techniky měření pomocí snímku. Prvotní záměry sloužily k měření fasád, které do té doby představovalo často velmi riskantní ruční práci. Současně byly vyvinuty první grafické metody k vyhodnocení snímků, pomocí kterých se sestavovaly plány fasád budov.

K dalšímu rozvoji fotogrammetrických metod přispělo zapojení systému analytických řešení. Fotogrammetrie se výhradně používala k topografickým účelům a k měřením budov. Na sklonku 19. století se objevily první návrhy a také první konstrukce stereoskopických zařízení (např.: princip prostorových měřicích značek, vývoj kartografického měřicího stereo zařízení, stereokomparátoru - zařízení k zaměření souřadnice snímku, aj.) [21].

V meziválečných letech probíhal další vývoj, který přinesl vznik řady pokrokových zařízení jako systém využívající optické projekce, opticko-mechanického principu, apod. Po druhé světové válce začala nasazením elektronických počítačů fáze analytické fotogrammetrie. Od šedesátých let se datuje vlna nasazení nových programů, které později sloužily jako základ komerčním produktům. Tyto programy dovozovaly nejen snímání obrázků z libovolných pozic, ale také simultánní výpočet kalibračních dat použitých kamer.

Počátkem osmdesátých let se oblast použití fotogrammetrie výrazně rozšířila a zároveň stoupl počet použití nových opto-elektrických obrazových senzorů. Rozvoj výpočetní techniky umožňoval zpracování digitalizovaných snímků, a to především automatickou identifikaci a měření bodů ve snímcích. Zpočátku k tomu byly používány analogové kamery s rozlišením 780x580 pixelů, ze kterých se snímek digitalizoval a následně vyhodnotil v reálném čase (**Real-time fotogrammetrie**). Objevily se také automatické monokompaktory s vysokou přesností, které v kombinaci s kamerami o vysokém rozlišení sloužily zejména v průmyslových odvětvích. Rozšířením systému o analytické ploty bylo umožněno např. měření karosérií v automobilovém průmyslu.

Požadavky na zvýšení rozlišení kamer potom dále vedly k vývoji kamer, které umožňovaly rozlišení snímku statického objektu až 6000x4500 pixelů.

Na počátku 90 let již existovaly digitální kamery s akceptovatelným rozlišením, které umožňovaly přímé použití snímku bez nutnosti zpracování fyzického snímku. Vedle klasického offline pojetí se rozmáhalo použití online systémů, a to jak stacionárních, tak mobilních měřících stanic. Objevilo se kódování měřících bodů, umožňující plně automatickou identifikaci a vyhodnocení. Užitím kombinací fotogrammetrických metod bylo umožněno měřit stále větší objemy [21].

V dnešní době je vedle neustálého zdokonalování snímací a vyhodnocovací techniky také trend integrace těchto systémů do oblasti specifického použití. To se týká především implementace CAD dat, datových a informačních systémů, řízení produkce, analýza kvality, 3D vizualizace atd.

5.2. Princip fotogrammetrie

Při měření musí být nejdříve získány snímky označených bodů, které se nacházejí v daném souřadném systému vymezeném referenčními body. Následně se provádí identifikace a měření označených bodů a jejich porovnávání mezi jednotlivými snímky. Body, které jsou neidentifikovatelné (např. vlivem odrazu světla), se z výpočtů eliminují. Cílem vyhodnocení je určení třidimenzionálních souřadnic bodů za účelem numerického zpracování a grafického posouzení požadovaných charakteristik [20].

Pro optické měření ve 3D prostoru je nutno využít nejméně dva překrývající se snímky. S technologií používající jeden snímek lze určit pouze 2D souřadnice. Měřený předmět musí být současně zobrazen na dvou snímcích (**stereo-fotogrammetrie**). Ze snímkových souřadnic téhož objektu na obou snímcích je pak možno vypočítat jeho polohu ve 3D prostoru.

Metody fotogrammetrie lze dle způsobu zpracování snímků rozdělit na metody analogové, analytické a digitální. V současnosti se z důvodů snadného a moderního přenosu dat, dokonalého kopírování snímků, snazšího odstranění šumu a možností automatického zpracování prosazují nejvíce digitální metody. Ty využívají digitální obraz, což je obrazová informace převedená do číslcové formy. Hlavními požadavky na optickou digitalizaci jsou přesnost, rychlost měření, vysoká rozlišovací schopnost, mobilita, jednoduchost používání.

Fotogrammetrické principy jsou využívány i u přístrojů určených pro měření deformací plechů. V tomto případě mohou optické metody měření nahradit dosud používané metody měření deformací. Firma GOM mbH. nabízí například tyto optické systémy měření deformací: ARAMIS, ARGUS a PONTOS [20].

6. Diagram mezních přetvoření

Při hodnocení tvářitelnosti tenkých ocelových plechů je zapotřebí pro posouzení lisovatelnosti materiálu nutné respektovat různé stavy napjatosti, které se mohou v procesu tváření vyskytnout. Výsledné vlastnosti plechu se pak mohou zobrazovat ve formě diagramu, který bude postihovat celý interval těchto stavů napjatosti a jenž bude zobrazovat mezní stav bezpečného lisování daného materiálu. Výsledkem je **diagram mezních přetvoření (DMP)** a hranicí lisovatelnosti je **křivka mezních přetvoření (KMP)**. Lze tedy konstatovat, že DMP je jakousi „mapou plasticity“ zkoumaného materiálu [13].

6.1. Konstrukce DMP

Jedním z faktorů, který ovlivňuje schopnost k plastické deformaci materiálu, je také stav napjatosti. Označíme-li hlavní normálová napětí v rovině plechu σ_1 a σ_2 ($\sigma_3 \cong 0$ a $|\sigma_1| \geq |\sigma_2|$), lze napsat [13]:

$$\sigma : \sigma : \sigma = : m_\sigma : 0 \quad (6)$$

kde: m_σ - ukazatel stavu napjatosti [-]

Ukazatel stavu napjatosti m_σ tedy nabývá hodnot $m_\sigma \in \langle -1, 1 \rangle$ a jeho velikost je:

$$m_\sigma = \frac{\tau}{\sigma} \quad (7)$$

Normálovým napětím následně odpovídají příslušná přetvoření definována jako logaritmická přetvoření φ_1, φ_2 ($\varphi_3 \cong 0$). Za daných rychlostně teplotních podmínek je výhodné mezní stavy přetvoření vyjádřit v závislosti na napjatosti a následně všechna tři hlavní přetvoření vyjádřit pomocí intenzity přetvoření, která v případě dosažení mezního stavu odpovídá **kritické intenzitě přetvoření φ_{ik}** [13]:

$$\varphi_{ik} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varphi_{11} - \varphi_{22})^2 + (\varphi_{22} - \varphi_{33})^2 + (\varphi_{33} - \varphi_{11})^2} \quad (8)$$

kde: φ_{ik} - kritické mezní přetvoření [-]

Souřadnice m_σ - φ_{ik} pak lze použít k sestrojení DMP. Tohoto postupu použil ve svých studiích např. Tomlenov. KMP tedy odpovídají ztrátě stability na mezi pevnosti. Jedná se však poněkud o pracné hledání obou souřadnic (pomocí intenzity přetvoření φ_1) a tak již v polovině 60. let bylo Keelerem a Goodwinem navrženo k sestrojení DMP použít přímo naměřené hodnoty kritických hlavních normálových přetvoření φ_{1k} a φ_{2k} při daných stupních napjatosti. Jedná se tedy o závislost **hlavního (největšího) přetvoření φ_1 - major strain** a **vedlejšího (minimálního) přetvoření φ_2 - minor strain**. Jednotlivé stavy napjatosti pak

charakterizuje m_σ . Přímou na výlisku lze však pomocí deformační sítě přímo změřit hodnoty přetvoření vzniklé v důsledku působení napětí v daném místě. Je tedy výhodné pro proporcionální přetvoření definovat také **ukazatel stavu přetvoření** m_φ [-] jako [13]:

$$m_\varphi = \frac{\rho}{\rho_0} \quad (9)$$

Ukazuje se tedy jako nejvýhodnější sestřizovat DMP v souřadnicích $\varphi_2 - \varphi_1$ a k určení konkrétního stavu napjatosti použít m_φ . Obecně je zřejmé, že $m_\varphi \in \langle -1; 1 \rangle$, podle zkušeností pak ke vzniku trhlin na výliscích dochází v intervalu $m_\varphi \in \langle -0,5; 1 \rangle$.

6.2. Určování DMP početními metodami

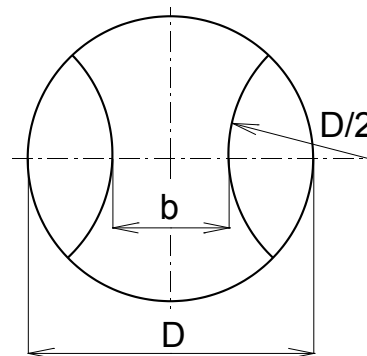
Vztahy pro všechny početní metody používají velké množství zjednodušujících předpokladů, které mohou být poměrně velmi často vzdálené od reality. Nelze však brát teoreticky v úvahu všechny aspekty ovlivňující proces vzniku lokálních ztenčení (tloušťka plechu, tření, historie tváření atd.). Tato skutečnost velmi omezuje využití teoretických KMP pro zjišťování DMP. V současné době se téměř výhradně k sestřizování DMP používají experimentální metody [13].

6.3. Určování DMP experimentálním způsobem

Základem je samotná definice mezního stavu, při jehož dosažení budou vyhodnocovány odpovídající mezní přetvoření $[\varphi_{2k}; \varphi_{1k}]$ a to při různých stavech napjatosti [13].

Pro experimentální zjištění DMP je tedy třeba dle definování mezního stavu naměřit množství hodnot dvojic mezních přetvoření $[\varphi_{2k}; \varphi_{1k}]$ v rozsahu stavů přetvoření $m_\varphi \in \langle -0,5; 1 \rangle$. V současnosti se používají ke zjišťování DMP experimentální způsobem laboratorní podmínky. Nejvíce rozšířené laboratorní zkoušky jsou pak popsány v tab. 6.1. [13].

Posledně zmíněná metoda je vzhledem ke svojí podstatě a náročnosti na nástroje a přípravu vzorků patrně nejvíce používanou metodou experimentálního zjišťování DMP. Její největší výhodou je plynulé pokrytí celého intervalu stavů přetvoření m_φ a nenáročnost na nástroje pro stříhání vzorků. Jak je vidět z obr. 6.1., k postupnému zvětšování šířky vzorků b stačí pouze měnit velikost kroku na střížném nástroji. Každá změna šířky



Obr. 6.1. Tvar zkušebních těles [13]

modeluje rozdílný stav přetvoření m_φ a to od případu plného nástřihu ($b = D$), což odpovídá $m_\varphi = 1$. Jedná se o rovnoosé vypínání testovaného materiálu. Naopak vzorek mající minimální šířku ($b = 30 \text{ mm}$) odpovídá stavu přetvoření pro zkoušku tahem, kdy $m_\varphi = -0,5$ [13].

Tab. 6.1. Metody stanovení DMP v laboratorních podmínkách [13]

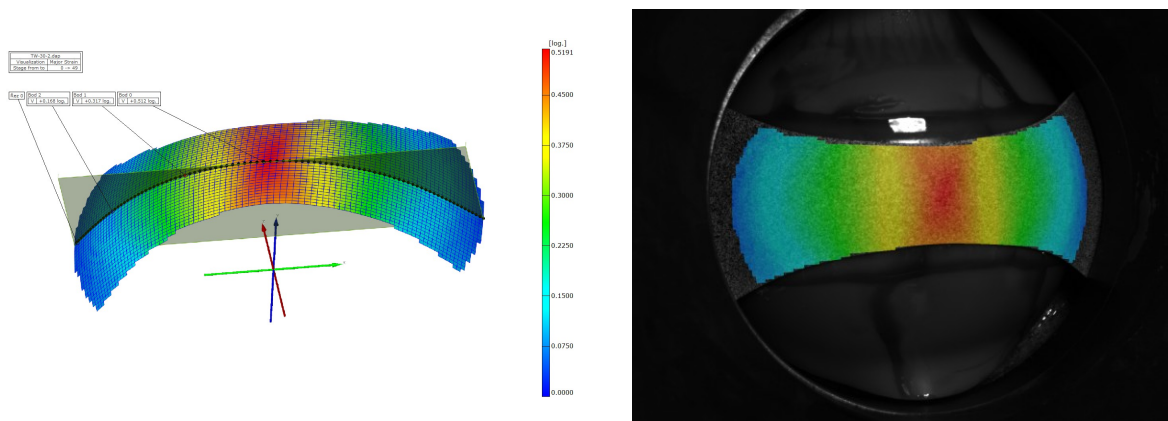
Metoda	Charakteristika metody
Zkouška tahem tyčí opatřených různými vruby	Modelování různých stavů přetvoření díky různým tvarům vrubů. Jednoduchá příprava, avšak využití pouze pro „levou“ větev KMP.
Zkouška hydrostatická s kruhovou či eliptickou tažnicí	Různé stavy přetvoření pomocí eliptických tažnic s proměnnou velikostí hlavních os. Vyžaduje speciální zkušební zařízení a její využití je pouze pro „pravou“ větev KMP.
Zkouška hloubením plechu tažníky různých poloměrů	Potřeba tažníků různých poloměrů a využitelnost pouze pro „pravou“ větev KMP.
Zkouška vypínání zkušebních těles v podobě pruhů proměnné šíře (tzv. Nakazima test)	Kombinace předešlých metod pro simulování celého intervalu stavů přetvoření. Potřeba vzorků mající rozdílnou šířku.
Zkouška vypínání tvarových nástřihů s vystřiženými kruhovými segmenty konstantního poloměru polokulovým tažníkem	Patrně nejvýhodnější metoda simulující celý interval stavů přetvoření. Pro přípravu vzorků stačí jeden střížný nástroj. Nevýhodou je naopak patrná nespojitost mezních přetvoření v oblasti rovinného přetvoření ($\varphi_2 = 0$) – platí i pro Nakazima test.

Bylo zjištěno, že pro plynulé pokrytí tohoto intervalu je nutno použít vzorků celkem o 13-ti různých šířkách. Pro běžné potřeby (např. dle množství materiálu) zjišťování DMP však obvykle v praxi stačí použít 5 až 7 deformačních stop. Zde je třeba také zdůraznit velký vliv anizotropie materiálu na výslednou polohu KMP v DMP, což platí zejména pro testování hlubokotažných materiálů. Z tohoto důvodu se většina DMP zjišťuje pro směr odebrání 0° vůči směru válcování.

6.4. Uplatnění optických měřicích zařízení

S rozvojem vědy a techniky se uplatňují nová opticko-elektronická měřicí zařízení. Tyto pak při skloubení např. se zkouškou vypínání tvarových nástřihů s vystřiženými

kruhovými segmenty konstantního poloměru polokulovým tažníkem přináší sebou řadu výhod jako např.: jednoduchá a rychlá příprava zkušebních těles, přesnější zvolení a určení mezních stavů, jednoduché a rychlé vyhodnocení zkoušky, flexibilnější a rozmanitější práce s podrobnějšími daty doplněnými grafickým znázorněním (viz. obr. 6.2.).



Obr. 6.2. Ukázka grafických výstupů při měření DMP pomocí optických zařízení

6.5. Využití DMP pro popis specifického chování testovaných materiálů

O samotných DMP a KMP, jejich významu, využití apod. již bylo napsáno mnoho. Proto se experiment vzhledem k možnosti rozsahu diplomové práce zaměřil převážně na popis chování TWIP oceli, jako relativně nového konstrukčního materiálu, při zkoušce vypínání tvarových nástřihů s vystřiženými kruhovými segmenty konstantního poloměru polokulovým tažníkem společně s druhým konstrukčním materiálem – DOCOL oceli.

Tato diplomová práce si klade za cíl vytvořit a použít zcela nové metody využití DMP z hlediska popsání rozdílného deformačního chování dvou vysokopevnostních materiálů (TWIP 1200 a DOCOL 1200 M). Přestože oba tyto materiály patří mezi vysokopevnostní oceli, existují značné rozdíly nejen v jejich mechanických vlastnostech, ale i v jejich tvářitelnosti.

Ukazuje se, že z hlediska velikosti maxim dosažených při mezních stavech při běžném zjišťování DMP mohou vykazovat srovnatelné hodnoty. Tedy i výsledné KMP těchto dvou materiálů se mohou nacházet v těsné blízkosti. Z pohledu deformačního chování se mohou jevit jako obdobné. Avšak při bližším pohledu na rozložení přetvoření podél osy vzorku a zjištění vlastního gradientu přetvoření lze zpozorovat poměrně značné difference.

Popsání těchto odlišností, stanovení hodnot umožňujících jejich vzájemné porovnání a návrh modifikace vyhodnocování DMP je hlavním úkolem experimentální části této diplomové práce.

7. Experimentální část

Experiment zahrnoval měření 5-ti vzorků v 5-ti stopách dvou vysokopevnostních ocelí TWIP 1200 a DOCOL 1200M pro zjištění souřadnic bodů pro KMP v DMP. Jednalo se o zkoušku vypínání tvarových nástřihů s vystřiženými kruhovými segmenty konstantního poloměru polokulovým tažníkem. Při experimentu a pro vyhodnocení výsledků byl použit optický měřicí systém ARAMIS. Data z experimentu byla využita pro návrh nového 2D grafu jako součást rozšířené metody hodnocení DMP vysokopevnostních materiálů.

7.1. Cíle experimentální části

Z DMP lze získat informaci k hodnocení plastičnosti plechů, srovnání jejich plastických vlastností v daném rozsahu stavů přetvoření nebo jejich využití ve vztahu ke komplexní analýze přetvoření výlisků. Výsledná KMP je hranicí tzv. oblasti bezpečného tváření. Nicméně z DMP není patrné samotné rozložení přetvoření podél osy vzorku a tedy gradientu přetvoření.

Dosud používané metody zjišťování a hodnocení deformačního chování a tvářitelnosti oceli se v důsledku rapidního vývoje nových materiálů mohou jevit jako již nedostačující pro přesné hodnocení materiálu. Způsoby a metody popsané v tab. 7.1. stačí k hodnocení konvenčních materiálů. Avšak převážně výrobci automobilů jsou z mnoha různých důvodů nuceni používat pro konstrukci svých produktů nové specifické materiály (viz. tab. 3.1.). Téměř každá z těchto ocelí je typická svou charakteristikou, kvůli které byly vyvinuty pro různé účely. Právě jejich specifické chování, vlastnosti a výhody či nevýhody (s ohledem na téma DP) při tváření, resp. deformaci nemusí být jasně patrné při použití dosavadních způsobů zjišťování DMP plechů.

Samotný experiment a jeho vyhodnocení má pomoci ukázat a vyzdvihnout takovéto rozdílné chování a položit základy pro nový možný způsob hodnocení vlastností a využití testovaných materiálů.

7.2. Charakteristika testovaných materiálů TWIP 1200 a DOCOL 1200M

Praktická část experimentu byla zaměřena na zjištění a pozorování mechanických vlastností vysokopevnostních ocelí TWIP 1200 a DOCOL 1200M. Jak již bylo zmíněno v teoretické části, TWIP oceli mají austenitickou strukturu s charakteristickým mechanismem přetvoření - dvojčatěním. Řadí se do skupiny druhé generace vyspělých vysokopevnostních materiálů. DOCOL oceli patří do skupiny první generace vyspělých vysokopevnostních ocelí,

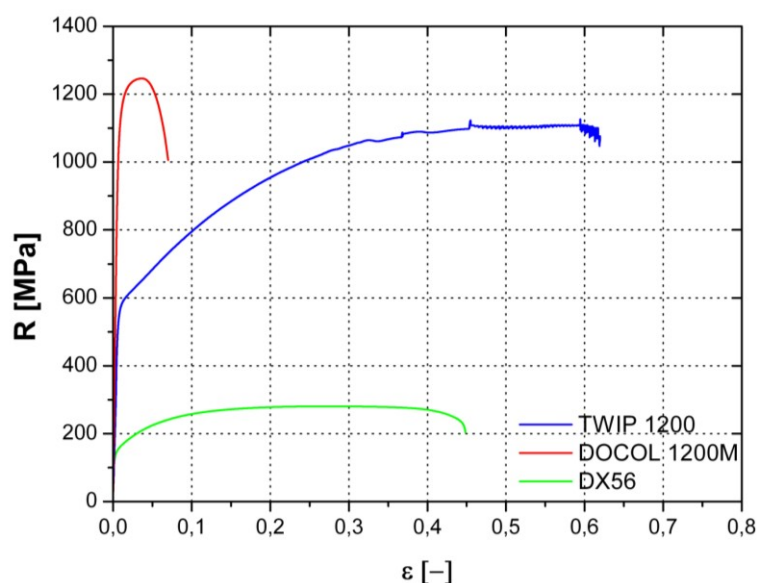
přesněji martenzitických ocelí, pro které je skluz dislokací dominantním mechanismem plastické deformace.

Obě zmíněné oceli patří do skupiny vysokopevnostních ocelí, avšak každá z nich vykazuje rozdílné chování a charakteristiky při tváření, resp. deformaci. Na obr. 7.1 je záznam statické zkoušky tahem měřených materiálů (pro názornost doplněný křivkou hlubokotažného materiálu DX56). Již na tomto obrázku lze nalézt značné difference mechanických vlastností a tažnosti porovnávaných materiálů.

DOCOL oceli se chovají jako konvenční vysokopevnostní materiály, tj. mají vysoké hodnoty mechanických vlastností, avšak vykazují malou tažnost, která sebou nese i relativně malou zásobu plasticity.

Hlubokotažné materiály jsou typické svými nízkými hodnotami mechanických vlastností, ale v porovnání s vysokopevnostními materiály je značně převyšují svou tažností a zásobou plasticity.

TWIP oceli spojují výhody obou předchozích typů materiálů. Dosahují téměř podobných hodnot mechanických vlastností jako DOCOL oceli. Oproti nim mají ale několikanásobně vyšší tažnost a tomu odpovídající zásobu plasticity, která je dokonce větší než u hlubokotažné oceli. Tato ojedinělá vlastnost TWIP oceli je zapříčiněna jejich typickým mechanismem přetvoření. Deformací materiálu dochází současně i k jeho zpevňování. Podle záznamů z experimentu v literatuře [13] bylo zjištěno, že se tomu tak děje ve vlnách, které projdou skoro celým objemem materiálu. To vysvětluje, proč TWIP oceli dosahují tak vysokých hodnot pevnosti a současně tažnosti. Tato skutečnost a také výsledky experimentu této literatury ukazují, že při tváření TWIP oceli dochází téměř v celém průběhu k **homogenní plastické deformaci**.



Obr. 7.1. Záznam statické zkoušky tahem měřených materiálů [22]

V důsledku koncentrace napětí jen v tvářené oblasti DOCOL oceli dochází k tzv. brzké lokalizaci deformace a nastává **nestabilní plastická deformace (nehomogenní)**. Tyto oceli i přesto dosáhnou vysokých hodnot pevnosti, avšak jejich potenciál pro tváření je nesrovnatelně menší v porovnání s TWIP oceli nebo hlubokotažnými materiály. Pro srovnání jsou uvedeny mechanické vlastnosti obou materiálů v tab. 7.1.

Tab. 7.1. Mechanické vlastnosti materiálů TWIP 1200 a DOCOL 1200M [22]

Mechanické vlastnosti			TWIP 1200	DOCOL 1200M
Smluvní mez kluzu	$R_{p0,2}$	[MPa]	558,79	1074,71
Mez pevnosti	R_m	[MPa]	1125,56	1238,78
Tažnost	A_{50mm}	[%]	58,14	7,55
Modul monotónního zpevnění	C	[MPa]	2366,386	1549,24
Exponent deformačního zpevnění	n	[-]	0,429	0,056

Rapidní vývoj měřicí techniky dnes umožňuje získat přesnější a podrobnější popis deformačního děje při tváření. Pro zkoušení a vyhodnocování tvářitelnosti pechů z hlediska DMP je na Katedře strojírenské technologie (KSP) používán bezkontaktní optický měřicí systém ARAMIS v6.2.0-3. německé firmy GOM v kombinaci se zkouškou vypínání tvarových nástřihů s vystřiženými kruhovými segmenty konstantního poloměru polokulovým tažníkem.

7.3. Příprava a průběh experimentu

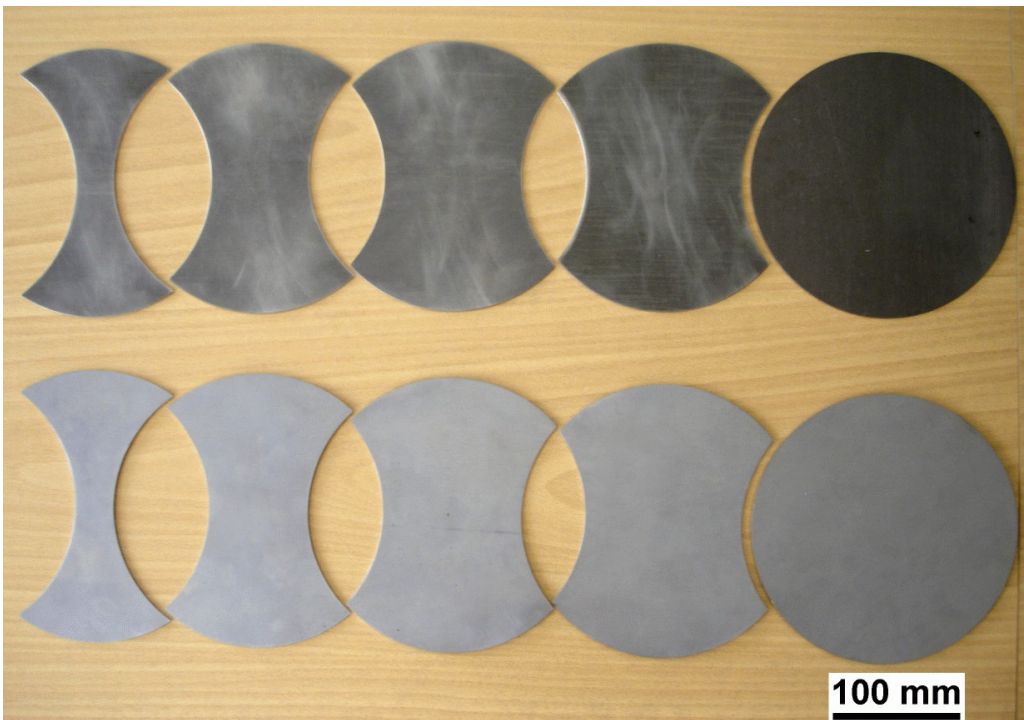
Jak bylo již výše zmíněno, pro plynulé a homogenní pokrytí všech podmínek přetvoření v DMP je nezbytné použití 13-ti různě tvarovaných vzorků. S ohledem na množství měřeného materiálu TWIP 1200 byly DMP pro zkoumané materiály zjišťovány pouze pomocí 5-ti stop (5 stavů napjatosti), což je hodnota, která vzhledem ke zkušenostem KSP ještě poměrně velmi dobře dostačuje k relevantnímu zjištění DMP. Šířka vybraných vzorků byla od 30 do 210 mm. Přehled vybraných 5-ti stop a jejich odpovídajících šířek je zobrazen v tabulce 7.2.

Vzorky byly odebrány ve směru 0° vůči směru válcování z důvodu shody hlavního přetvoření φ_1 se směrem válcování. Vzorky byly na požadované rozměry upraveny pomocí technologie stříhání. Aby se zamezilo jejich praskání při experimentu vlivem mikrotrhlin, byly následně jejich hrany jemně zbroušeny korundovým a poté lamelovým kotoučem.

Pro experiment byly použity plechy různé tloušťky. Vzorky z TWIP oceli měli tloušťku 1,5 mm, z DOCOL oceli 2 mm.

Pro každou stopu bylo použito pět vzorků. Celkem bylo tedy pro experiment připraveno pětadvacet vzorků TWIP a pětadvacet vzorků DOCOL oceli v pěti různých šířkách.

Tab. 7.2. Označení stop vzorků a jejich odpovídajících šířek

Stopa	1	2	3	4	5
Šířka [mm]	30	75	105	120	210
TWIP 1200					
DOCOL 1200M					

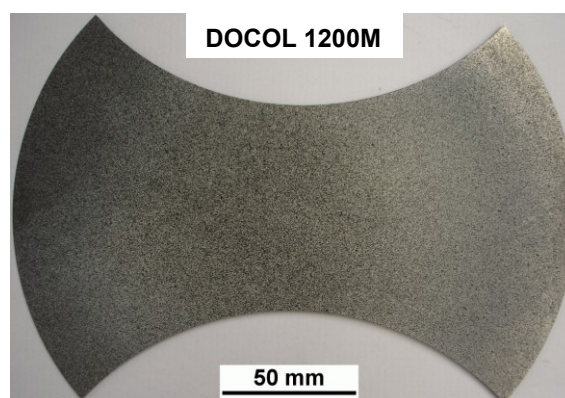
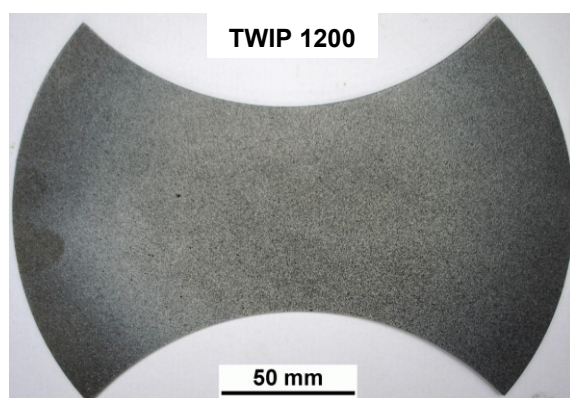
Samotný experiment probíhal v dílnách KSP na hydraulickém dvojčinném lisu CBA 300/63 (viz. obr. 7.2) ve spojení s optickým systémem ARAMIS.

Tato DP není zaměřena na popis optického měřicího systému ARAMIS. O jeho technice a principu měření je podrobně pojednáno např. v literatuře [20, 23], která se přímo zabývá využitím optického systému ARAMIS při určování mezních stavů deformace. S ohledem na prostor daný této DP proto není možné čtenáře detailně seznámit s celým postupem příprav a měření.

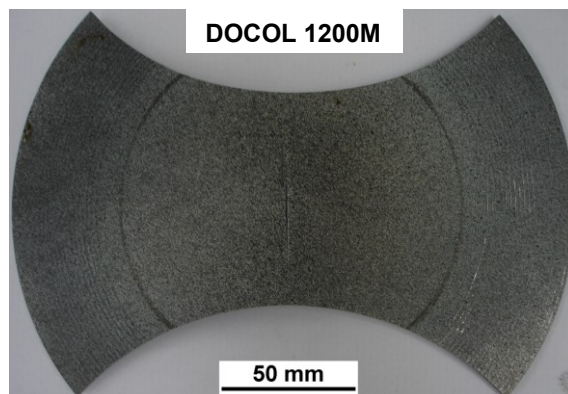
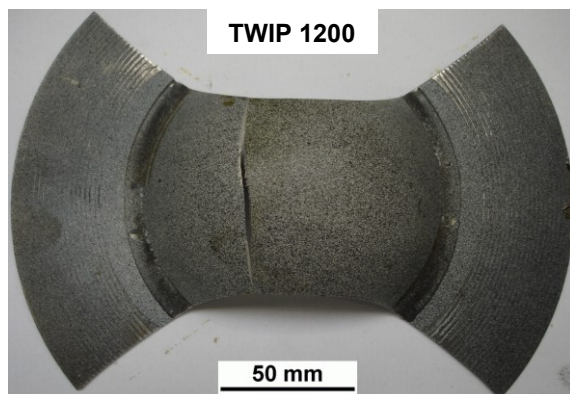
Po instalaci měřicího systému ARAMIS bylo třeba provést jeho kalibraci. Zkušební vzorky byly odmaštěny pomocí acetonu z důvodu odstranění nečistot z povrchu a zabezpečení přilnavosti nanášeného paternu, který je patrný na obr. 7.3. (na obr. 7.4. a 7.5. jsou stejné vzorky po tváření). Jedná se o dvě vrstvy akrylátového spreje. První (bílá) vytvoří celistvý povlak, druhá (černá) pak vytváří stochastické rozložení paternu. Je třeba, aby obě vrstvy byly nanесeny těsně před tvářením z důvodu dostatečné pružnosti obou akrylátových vrstev [25].



Obr. 7.2. Hydraulický dvojčinný lis CBA 300/63



Obr. 7.3. Vzorek před tvářením (stopa 75)



Obr. 7.4. Deformovaný vzorek s viditelnou trhlinou (stopa 75)



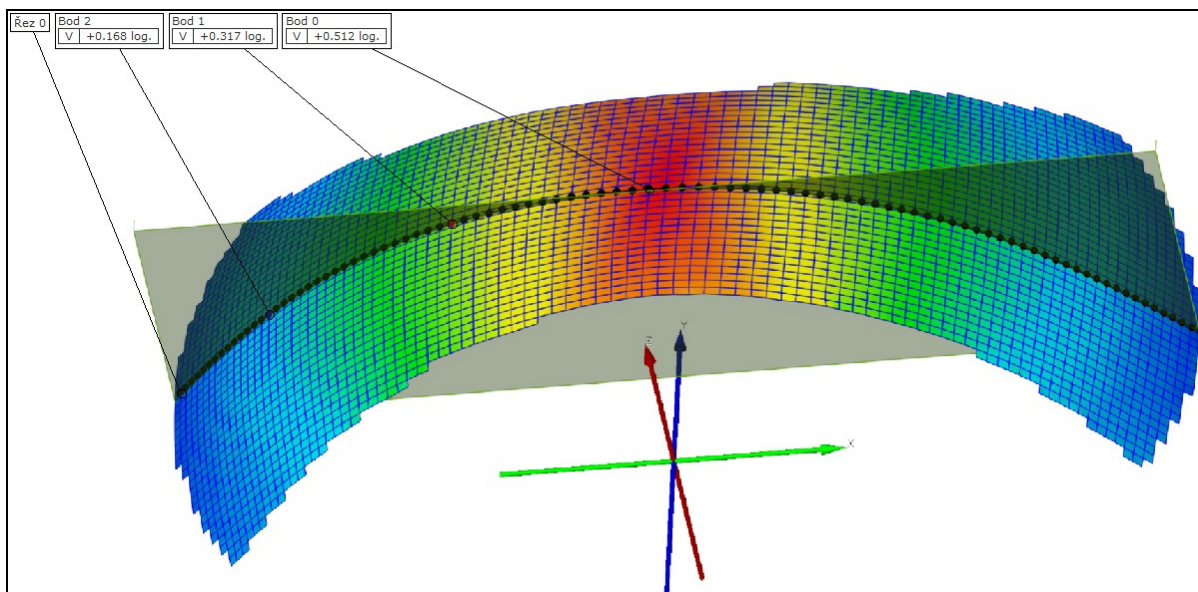
Obr. 7.5. Deformovaný vzorek s viditelným vrchlíkem (stopa 75)

Jako mezní stav byl zvolen poslední snímek před vznikem trhliny. Tato skutečnost tak ověřila maximální možné mechanické vlastnosti obou materiálů. Z důvodu snížení tření mezi tažníkem a zkušebními vzorky byly mezi ně vkládány tvářecí fólie. Tímto se dosáhlo maximálních přetvoření do mezních stavů. Rychlost pohybu tažníku byla $1,5 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$. Frekvence snímání kamer se pro jednotlivé materiály lišila v důsledku rozdílného deformačního chování. Důvodem byla snaha o kompromis mezi dostatečnou přesností a minimalizací objemu výstupních dat.

7.4. Zpracování a vyhodnocení experimentu

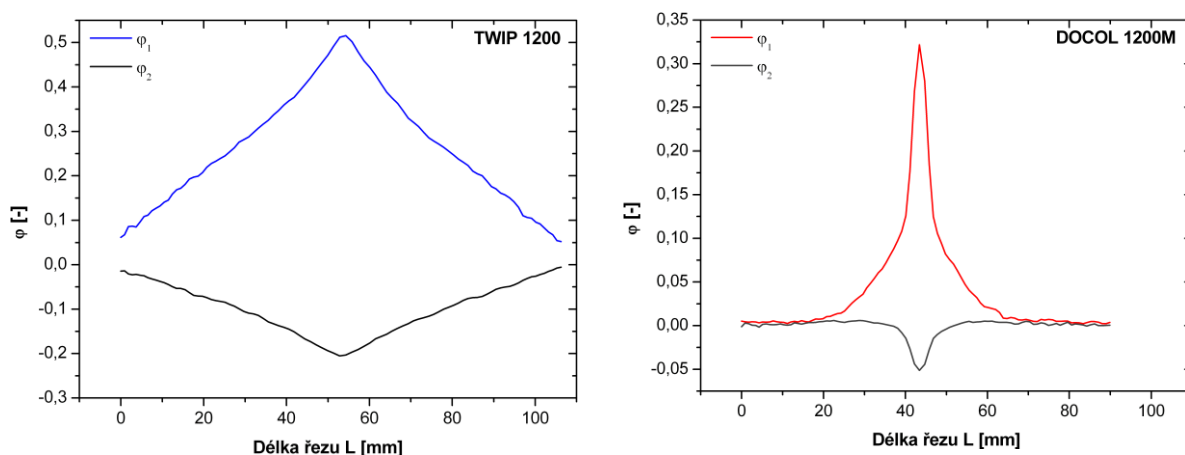
Stopy 30 obou materiálů byly zvoleny jako ukázkové stopy pro popis zpracování a vyhodnocování experimentu. Postup byl následně stejný pro všechny vzorky.

Pro snazší popis budou přetvoření φ_1 v **podélném řezu** vzorku (představující hlavní přetvoření v podélném směru vzorku – osa x) a φ_2 v **příčném řezu** vzorku (představující hlavní přetvoření v příčném směru vzorku – osa y) označována již pouze jako přetvoření φ_1 a φ_2 . Křivky určující průběh těchto přetvoření byly vytvořeny z dat zjištěných v tzv. řezu 0, který je umístěn v podélné ose vzorku, viz. obr. 7.6.



Obr. 7.6. Grafické rozložení přetvoření ϕ_1 tvářeného vzorku se znázorněným řezem 0 pro materiál TWPI 1200 (stopa 30)

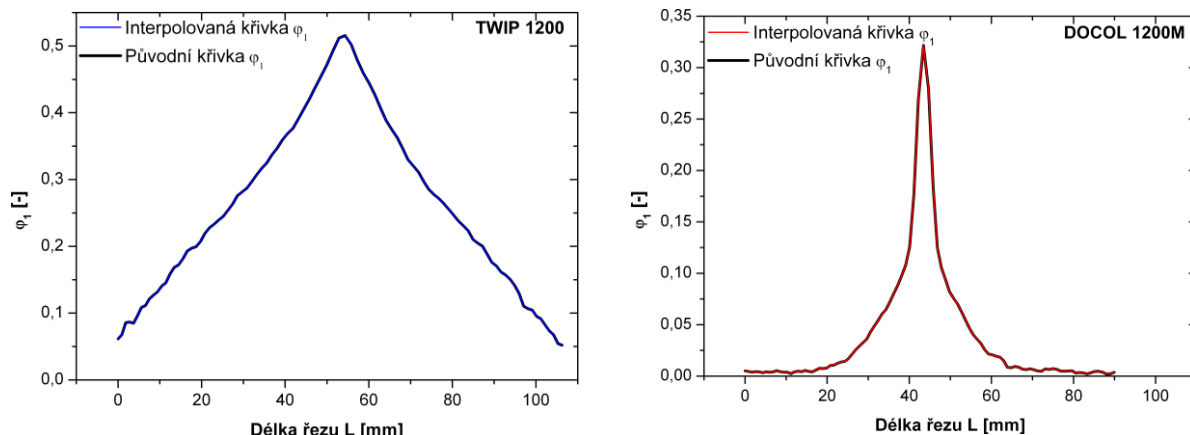
Z programu ARAMIS byla exportována data rozložení přetvoření ϕ_1 a ϕ_2 podél řezu 0. V programu OriginPro 7.5 byly z těchto hodnot vytvořeny křivky příslušných přetvoření, jak je vidět na obr. 7.7.



Obr. 7.7. Křivky přetvoření ϕ_1 v podélném a ϕ_2 v příčném řezu vzorku (stopa 30)

Pro další postup byly důležité především křivky přetvoření ϕ_1 . Každá z těchto křivek byla tvořena přibližně sta body, v závislosti na zvolené jemnosti sítě fazetek a na okamžiku vytvoření trhliny, z nichž bylo vytvořeno grafické rozložení přetvoření ϕ_1 každého vzorku.

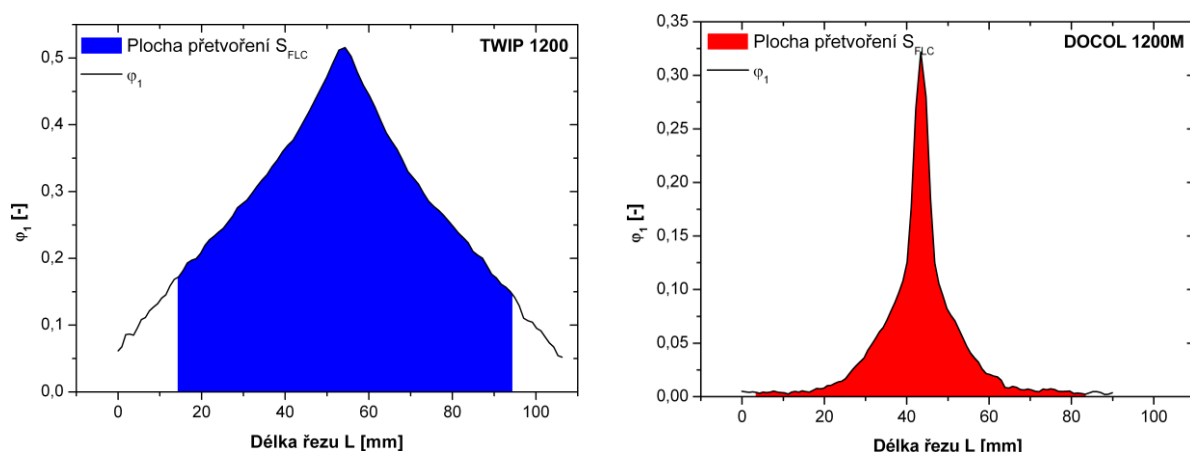
Z důvodu přesnější integrace ploch pod křivkami přetvoření ϕ_1 byly interpolovány na dva tisíce bodů. Nově vzniklé křivky byly totožné s původními, což je patrné na obr. 7.8.



Obr. 7.8. Interpolované křivky přetvoření ϕ_1 (stopa 30)

Pro objektivní posouzení jednotlivých stop a materiálů mezi sebou bylo třeba určit interval na ose x, který pokryje maximální možnou využitelnou délku řezu všech vzorků. A rovněž tak zohlední maximální možné využitelné mechanické vlastnosti obou materiálů. Střed tohoto intervalu tvořilo maximum každé křivky a jeho velikost byla ± 40 mm na každou stranu od jeho středu.

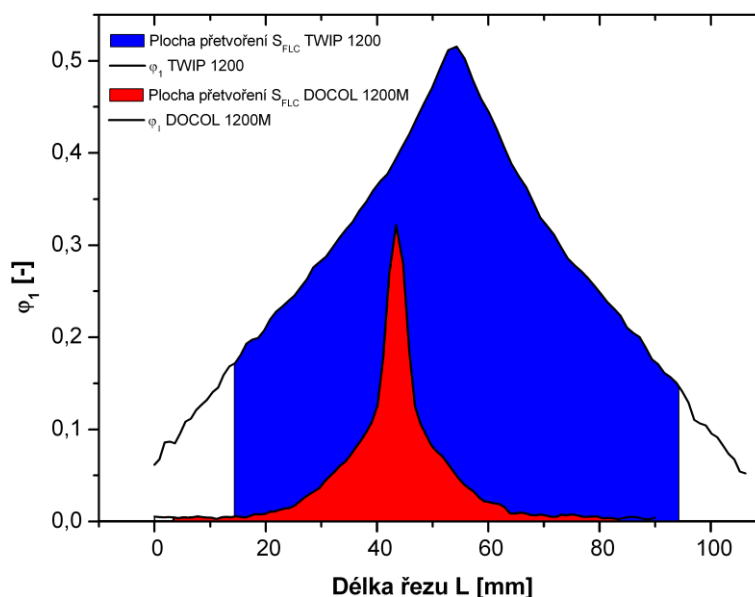
Plocha na daném intervalu pod těmito interpolovanými křivkami pak byla integrována. Tato plocha byla označena jako **plocha přetvoření S_{FLC}** [-]. Z hodnot těchto výsledných ploch každého vzorku, jež jsou vidět na obr. 7.9., byly vypočítány průměrné hodnoty pro každou stopu.



Obr. 7.9. Integrované plochy pod křivkami přetvoření ϕ_1 na intervalu ± 40 mm (stopa 30)

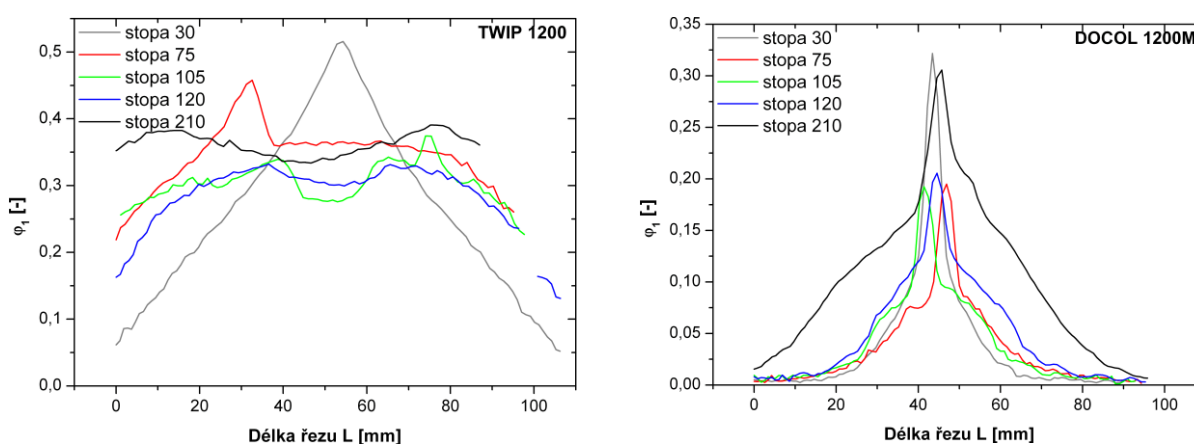
Pro lepší představu o vzájemných rozdílech jednotlivých materiálů, přesněji o rozdílných velikostech ploch přetvoření S_{FLC} pod křivkami ϕ_1 , byly oba předešlé obrázky spojeny v jeden (viz. obr. 7.10.). Je zřejmé, že DOCOL oceli dosahují nižších hodnot jak přetvoření (v tomto případě ϕ_1), tak i plochy přetvoření S_{FLC} . Přetvoření ϕ_1 TWIP oceli je

o 42,99 % větší než u DOCOL oceli. Velikost ploch se liší o 541,98 % ve prospěch TWIP oceli.



Obr. 7.10. Srovnání ploch přetvoření S_{FLC} pod křivkami přetvoření ϕ_1 (stopa 30)

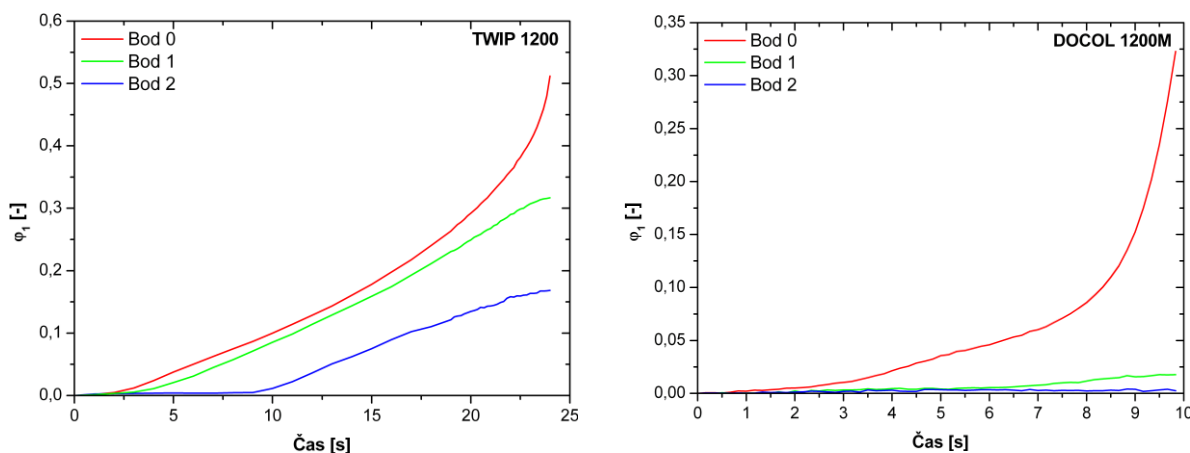
Na výslednou velikost plochy pod křivkami přetvoření má také vliv rozdílný tvar a charakteristika těchto křivek, viz. obr. 7.11. Zatímco u DOCOL oceli byla u všech stop jasně patrná špička přetvoření, u TWIP oceli se tato špička již od stop 75 nevyskytovala. Průběh přetvoření TWIP oceli lze označit až na okrajové části a drobné anomálie za relativně homogenní. Toto je dáno charakteristickým mechanismem plastické deformace daných materiálů zjištěných již při statické zkoušce tahem, viz literatura [13].



Obr. 7.11. Průběhy přetvoření ϕ_1 5-ti zkušebních stop

Záběry z optické kamery a grafické rozložení přetvoření ϕ_1 tvářených vzorků potvrzují, že TWIP ocel při tváření vykazuje téměř homogenní deformaci. Ze záznamů tváření DOCOL oceli lze naopak vyzorovat zřetelnou nehomogenní deformaci, jak bylo

psáno již výše obdobně s odvozením z křivek přetvoření φ_1 . Tento fakt dokládá i následný obr. 7.12. Znárodnuje časový průběh přetvoření φ_1 tří vyznačených bodů na obr. 7.6. Všechny tři body leží v řezu 0, který je vidět na témže obrázku. Bod 0 (červená křivka) zachycuje největší přetvoření ve středu vzorku, bod 1 (zelená křivka) zobrazuje průběh přetvoření ve středových částech vzorku a bod 2 (modrá křivka) značí přetvoření v okrajových částech vzorku.

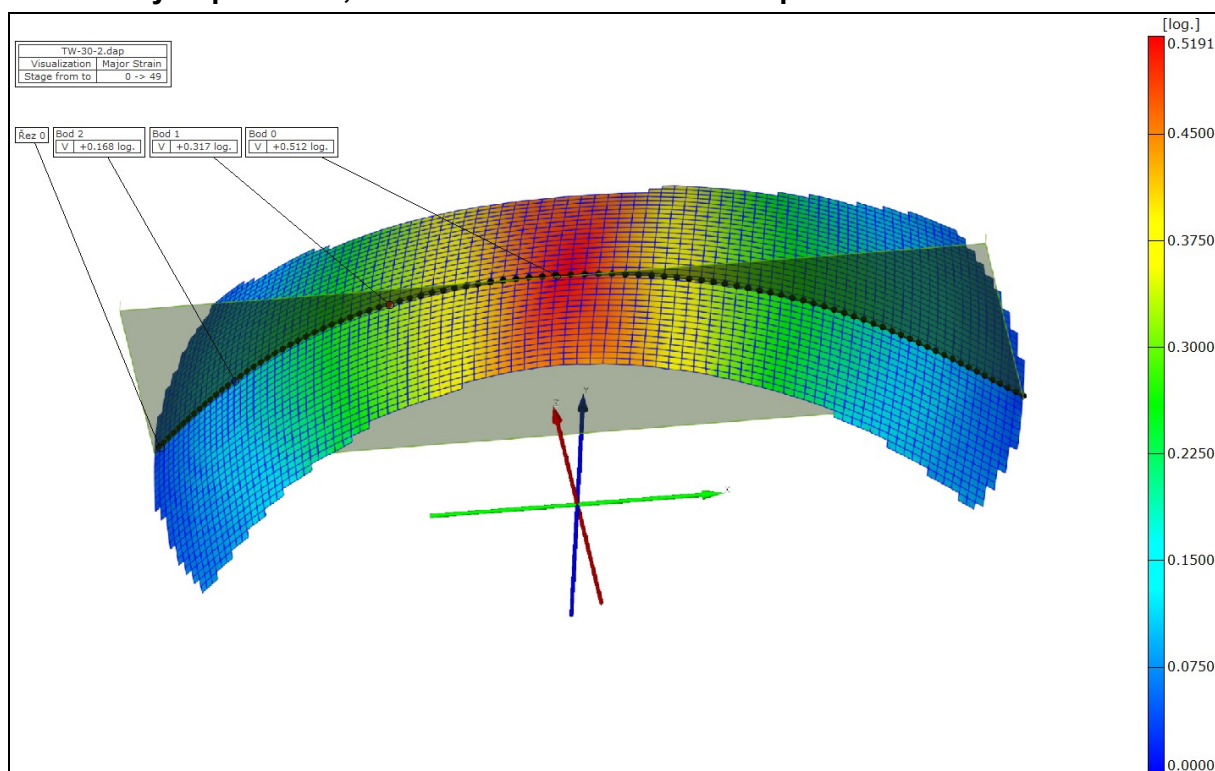


Obr. 7.12. Časový průběh přetvoření φ_1 vyznačených bodů na obr. 7.6. (stopa 30)

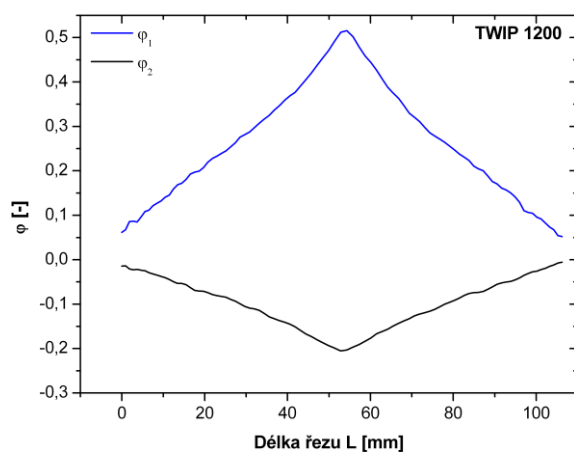
Na obrázku je vidět, že oba materiály zpevňují téměř stejně rychle. U DOCOL oceli však dochází k brzké lokalizaci deformace, která se projevuje již v počátku tváření. Jelikož k plastické deformaci dochází výhradně ve středu vzorku, proto červená křivka znázorňující průběh přetvoření v této oblasti stoupá. Z průběhu zbylých dvou křivek je patrné, že v okrajových a středových částech vzorku nedochází skoro k žádnému plastickému přetvoření. Naproti tomu TWIP ocel vykazuje z pohledu všech tří křivek, resp. sledovaných částí vzorku v celém průběhu téměř homogenní deformaci. Je to dáno opět jejich různým mechanismem plastické deformace. Dvojčatění TWIP oceli se jeví jako vhodnější způsob přetvoření než skluz dislokací DOCOL oceli.

Výstupní data z experimentu byla pro každou stopu zpracována do ucelené podoby záznamu výstupních dat zobrazující několik údajů o vzorku či jeho deformaci těsně před vznikem trhliny. Tento výstupní protokol zahrnuje: grafické rozložení přetvoření φ_1 tvářeného vzorku v podélném směru vzorku, křivky přetvoření v podélném a příčném řezu vzorku (φ_1 a φ_2), plochu přetvoření S_{FLC} na intervalu ± 40 mm pod křivkou přetvoření φ_1 , záběr optické kamery vzorku s barevným rozlišením deformace a tabulku naměřených a vypočítaných hodnot s výsledným vyhodnocením jednotlivých stop. Pro názornost jsou uvedeny pouze záznamy pro vzorky stopy 30 obou zkoušených materiálů. Zbylé jsou vzhledem k prostoru této DP uvedeny v příloze číslo 1 a 2.

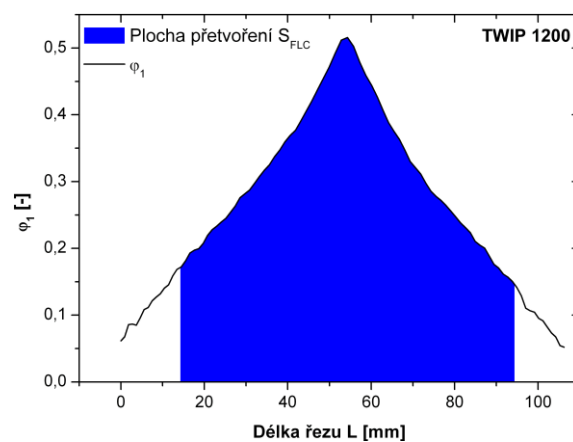
Protokol výstupních dat; Materiál: ocel TWIP 1200 – stopa 30



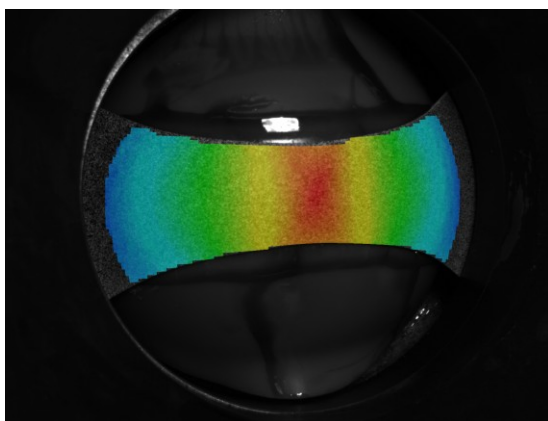
Grafické rozložení přetvoření ϕ_1 tvářeného vzorku



Křivky přetvoření ϕ_1 a ϕ_2



Integrovaná plocha S_{FLC} pod křivkou přetvoření ϕ_1

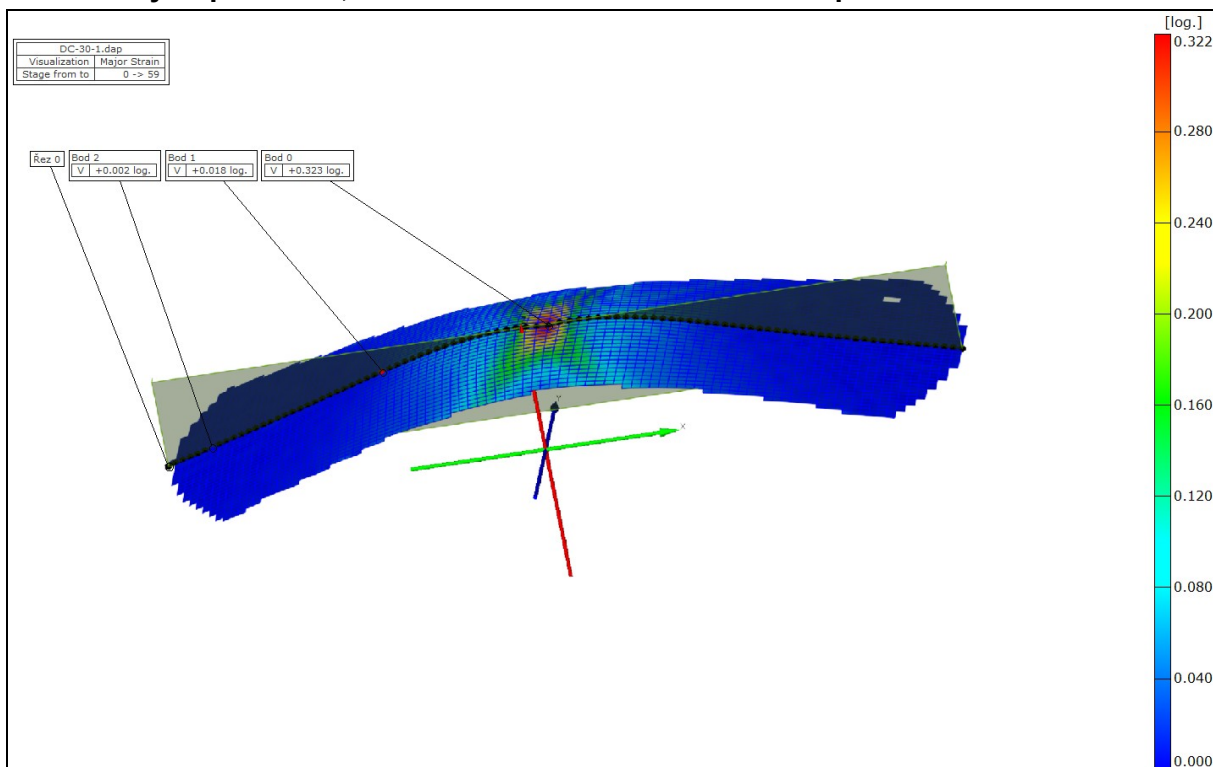


Záběr optické kamery před vznikem trhliny

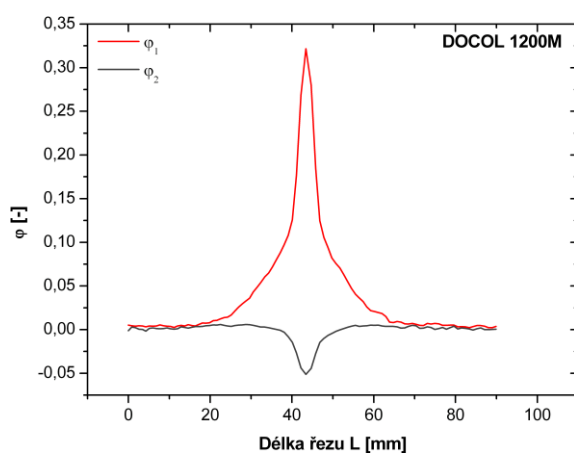
Tabulka naměřených a vypočítaných hodnot

stopa	ϕ_1 [-]	ϕ_2 [-]	m_ϕ [-]	S_{FLC} [-]
30-1	0,534	-0,186	-0,348	25,973
30-2	0,519	-0,210	-0,405	25,299
30-3	0,500	-0,146	-0,292	23,585
30-4	0,498	-0,154	-0,309	22,947
30-5	0,524	-0,210	-0,401	24,397
\bar{x}	0,515	-0,181	-0,351	24,440
$s(x)$	0,016	0,030	0,051	1,230

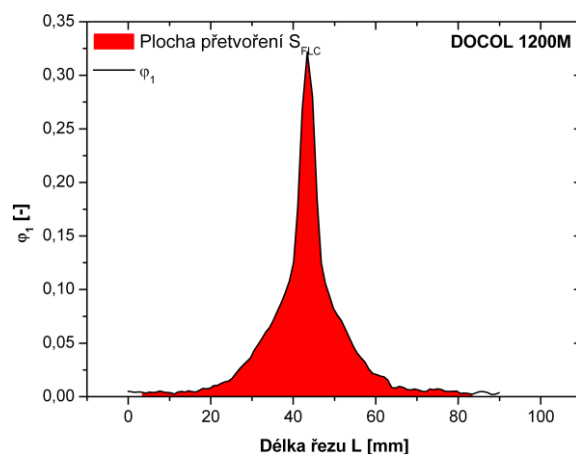
Protokol výstupních dat; Materiál: ocel DOCOL 1200M – stopa 30



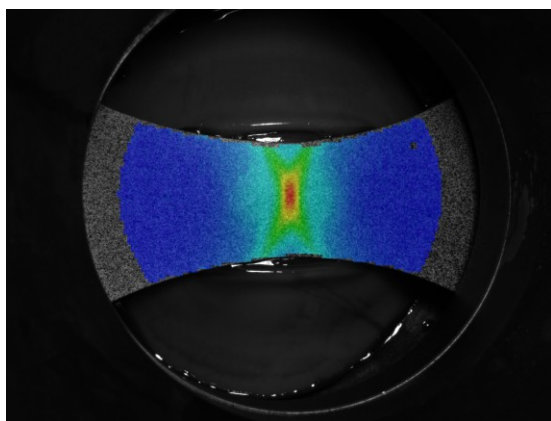
Grafické rozložení přetvoření ϕ_1 tvářeného vzorku



Křivky přetvoření ϕ_1 a ϕ_2



Integrovaná plocha S_{FLC} pod křivkou přetvoření ϕ_1



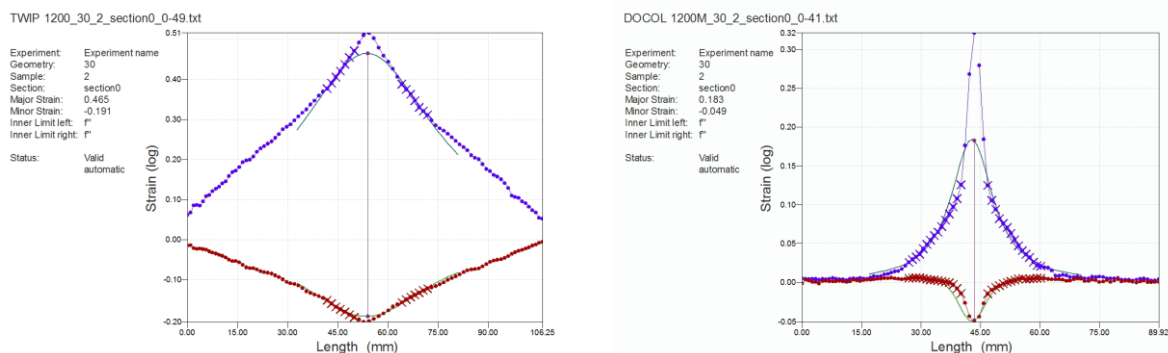
Záběr optické kamery před vznikem trhliny

Tabulka naměřených a vypočítaných hodnot

stopa	ϕ_1 [-]	ϕ_2 [-]	m_ϕ [-]	S_{FLC} [-]
30-1	0,322	-0,049	-0,152	3,855
30-2	0,322	-0,051	-0,158	3,555
30-3	0,334	-0,068	-0,204	3,930
30-4	0,333	-0,053	-0,159	3,890
30-5	0,329	-0,055	-0,167	3,803
\bar{x}	0,328	-0,055	-0,168	3,807
$s(x)$	0,006	0,007	0,021	0,075

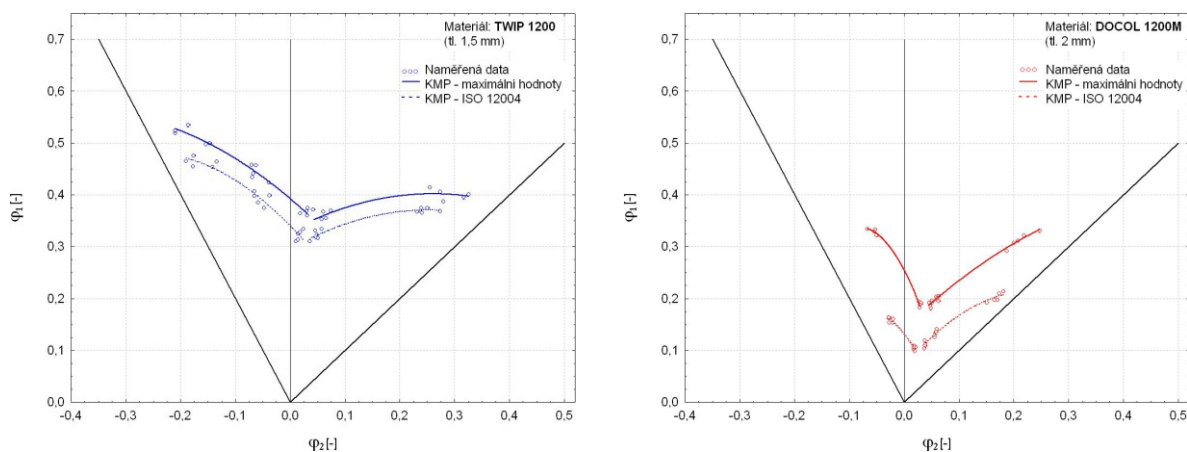
7.5. Tvorba DMP dle normy ISO 12004-2

Při měření vzorků docházelo k jejich zúžení ve směru tloušťky. V takových případech nastává nestabilní tváření za mezí pevnosti. Toto zúžení materiálu bylo zohledněno normou ISO 12004-2, jež odpovídá laboratorním podmínkám. Pomocí proložení křivek přetvoření inverzními parabolami se zjistí nové vrcholy (maxima, resp. minima) a ty jsou novými souřadnicemi φ_1 a φ_2 v DMP. Jedná se vlastně o ponížení KMP v DMP o hodnotu předpokládané lokalizované deformace ve směru tloušťky. Na následujících obr. 7.13. jsou zobrazeny maximální a vypočtené hodnoty daných přetvoření dle normy ISO 12004-2 zobrazené v pracovním prostředí systému ARAMIS [24].



Obr. 7.13. Křivky přetvoření φ_1 a φ_2 upravené dle normy ISO 12004-2 používající inverzní parabolu (zelené křivky) v pracovním prostředí ARAMIS (stopa 30)

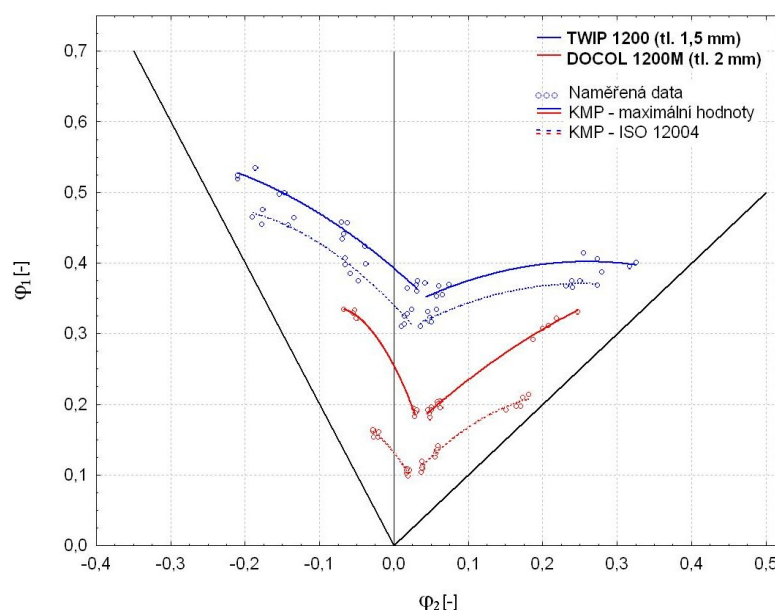
Na obr. 7.14. jsou DMP s KMP z maximálních hodnot zjištěných při experimentu spolu s křivkami upravenými podle výše zmíněné normy. O nově vytvořených křivkách (čárkované) lze tvrdit, že téměř kopírují tvar původních (plné), jen jsou ponížené o odpovídající předpokládanou hodnotu. Vzhledem k této skutečnosti lze ponížené křivky považovat z hlediska DMP za bezpečnější.



Obr. 7.14. DMP s maximálními hodnotami a hodnotami dle normy ISO 12004-2

Porovnání křivek z hlediska přetvoření φ_1 vychází jednoznačně lépe pro TWIP ocel. Zatímco hodnoty ponižených KMP tohoto materiálu se liší v průměru o 10,35 % proti křivkám maximálních hodnot, u DOCOL oceli tento rozdíl činí v průměru až 41,01 %. Větší vzdálenost KMP v DMP DOCOL oceli je zapříčiněna tím, že materiál dosahuje napětových špiček přetvoření a inverzní parabola výrazně poníží toto maximum. Na rozdíl tomu TWIP oceli mají téměř plochý průběh přetvoření φ_1 . Proto nedochází při ponížení KMP dle normy k tak velkému poklesu hodnot.

Tyto diagramy potvrzují naprosto rozdílné chování při plastické deformaci. Sloučením obou předchozích obrázků do jednoho (viz. obr. 7.15.) je tento fakt zřetelnější. I přesto tato difference není tak značná, jak tomu bylo při samotném měření vzorků pro DMP. Jak lze vidět na tomto obrázku, KMP maximálních hodnot DOCOL oceli se liší v průměru o 41,94 % proti stejným KMP TWIP oceli. Křivky vytvořené podle normy ISO 12004-2 se liší v průměru dokonce o 61,65 % ve prospěch TWIP oceli.



Obr. 7.15. KMP testovaných materiálů z maximálních hodnot a KMP dle normy ISO 12004-2

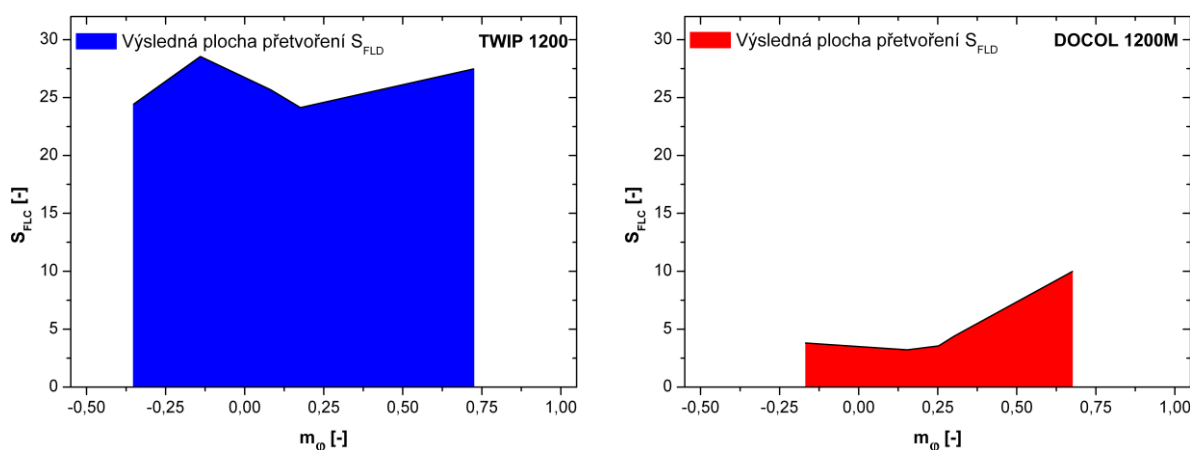
Přestože oba materiály podle výsledků statické zkoušky tahem dosahují podobných mezí pevnosti, tak už podle KMP v DMP se jejich mechanické vlastnosti značně liší. Zatímco z tvářecího hlediska je TWIP ocel pevná avšak zároveň také tvárná, DOCOL ocel vykazuje pouze tvářecí schopnosti odpovídající konvenčním vysokopevnostním ocelím, což dokládá i samotný experiment. Důvodem tohoto jsou rozdílné mechanismy plastické deformace obou materiálů. Dvojčatění TWIP oceli podporuje tváření doprovázené výrazným zpevňováním. Deformace probíhá pouze v malém objemu materiálu v porovnání s přetvořeným objemem. Docílí se tak výrazné změny tvaru, avšak s dostatečnou zásobou plasticity pro další tváření.

To pak proběhne v postupně v celém objemu materiálu. Tím se dosáhne tak značné plasticity i u vysokopevnostního materiálu, v tomto případě u TWIP oceli.

7.6. Návrh úpravy hodnocení DMP

Právě výše popsané skutečnosti byly důvodem pro vytvoření nové metodiky posouzení a vyhodnocení tvářitelnosti vysokopevnostních plechů. Jejím cílem bylo poukázat a poodhalit nedostatky dosud používaných postupů. A současně navrhnout takový způsob hodnocení, jenž bude zohledňovat jak mechanické vlastnosti tak i deformační schopnosti a chování materiálů.

S ohledem na zkušenosti a znalosti KSP bylo navrženo pro nový systém hodnocení zkonstruovat nový 2D graf (viz obr. 7.16. a 7.17.). Na osu x byl vynášen **ukazatel stavu přetvoření** m_φ [-] a na osu y **plocha přetvoření** S_{FLC} [-]. Výsledné křivky a plochy pod nimi zohledňují charakter materiálu s ohledem na jeho plastické vlastnosti. Meze toho grafu jsou omezeny na ose x rozmezím ukazatele stavu přetvoření $m_\varphi \in \langle -0,5; 1 \rangle$, podobně jako v DMP. Na ose y je omezení dané materiálovými vlastnostmi. A to stavem vyčerpání mechanických vlastností, přesněji maximálním přetvořením φ_1 do mezního stavu. Průběh a velikost tohoto přetvoření stanoví **výslednou plochu přetvoření** S_{FLD} [-].

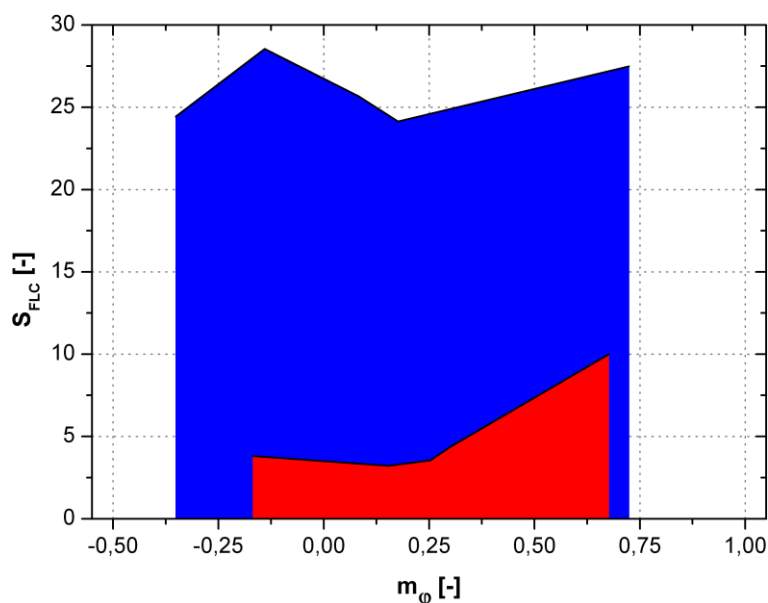


Obr. 7.16. Graf m_φ - S_{FLC} pro TWIP 1200 a DOCOL 1200M

Princip metody je podobný jako v případě měření DMP. Experimentální měření vzorků bylo stejné. Jak bylo psáno výše, dnes se již v široké míře využívá bezkontaktních způsobů měření různého druhu z důvodů získání přesnějších informací a menší pracnosti přípravy a vyhodnocení. V případě této DP byl použit měřicí systém ARAMIS. Z výsledků měření bylo třeba exportovat data přetvoření φ_1 a φ_2 , tedy hlavní přetvoření v podélném a příčném směru vzorků. Z těchto hodnot byly následně vytvořeny křivky odpovídajících

přetvoření. Na intervalu ± 40 mm od maximální hodnoty byla pod křivkami přetvoření φ_1 integrována plocha S_{FLC} . Z hodnot přetvoření φ_1 a φ_2 byly vypočteny ukazatele stavů přetvoření m_φ pro každou stopu. Hodnota ploch přetvoření S_{FLC} a ukazatele stavů přetvoření m_φ pak byly souřadnicemi křivek v novém m_φ - S_{FLC} grafu.

Výsledná plocha přetvoření S_{FLD} pod těmito křivkami představuje jednu jedinou konkrétní hodnotu charakterizující daný materiál. Tu pak lze použít pro porovnání jednotlivých materiálů mezi sebou. Sama hodnota plochy zohledňuje deformační chování materiálu a jeho schopnosti při tváření.



Ob. 7.17. Graf m_φ - S_{FLC}

Výsledné grafy zkoušených vysokopevnostních ocelí názorně dokazují, jak velký rozdíl v deformačním chování mezi těmito materiály ve skutečnosti je. V porovnání s DMP dosahují vzájemné rozdíly mnohem vyšších hodnot. Pro TWIP 1200 je $S_{FLD} = 28,094$, pro DOCOL 1200M je $S_{FLD} = 4,351$. Rozdíl velikosti ploch těchto ocelí je více než 5-ti násobný. Zatímco v DMP je rozdíl KMP maximálních hodnot 41,94 %, v novém grafu činí ekvivalentní rozdíl velikosti ploch až 545,65 %.

Vzhledem k tomu, že hodnoty integrovaných ploch pod křivkami přetvoření φ_1 byly brány z maximálních hodnot těchto přetvoření a nikoliv z upravených dle normy ISO 12004-2, byly do nového grafu m_φ - S_{FLC} použity rovněž maximální velikosti ukazatelů stavů přetvoření m_φ .

K vyhodnocení a zpracování výsledků experimentu byly použity softwary ARAMIS v6.2.0-3, OriginPro 7.5, Microsoft Office Excel 2003 a Statistica 8.

8. Diskuze výsledků a doporučení pro další výzkum

Průměrné hodnoty a výběrové směrodatné odchylky měřených a vypočítaných veličin porovnáváné v rámci jednotlivých stop jsou sepsány v tab. 8.1. Na obr. 8.1. a 8.2. jsou grafy porovnávající stejné údaje z hlediska jednotlivých veličin.

Ocel TWIP 1200 dosáhla u všech vzorků vždy vyšších hodnot přetvoření φ_1 . U přetvoření φ_2 tomu bylo stejně až do stopy 120. Je to dáno rozdílným deformačním chováním obou materiálů. Dvojčatění TWIP oceli jí zajišťuje vyšší tažnost a proto i lepší hodnoty přetvoření v obou směrech.

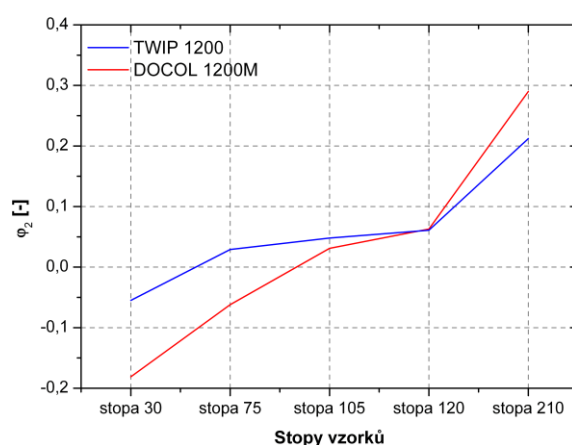
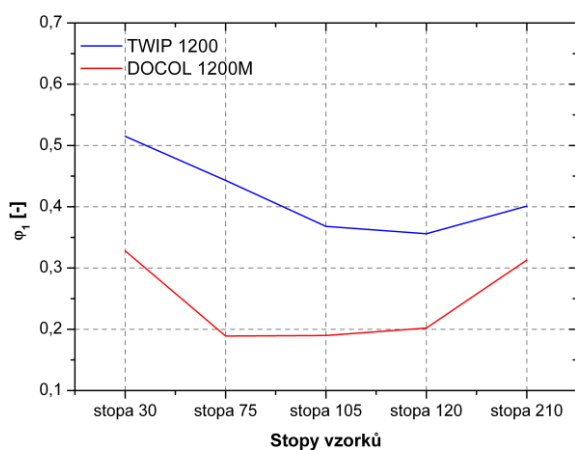
Ukazatel stavu přetvoření m_φ je dán poměrem dle rovnice (9). Zatímco TWIP ocel vykazovala řádově vyrovnanější poměr obou přetvoření φ_1 a φ_2 , u DOCOL oceli tomu tak nebylo. Proto křivka znázorňující hodnoty DOCOL oceli leží z převážné části výše než ta pro TWIP ocel. Příčina byla v rozdílném poměru jednotlivých přetvoření. Je to dáno opět rozdílným mechanismem plastické deformace. Výjimku představuje stopa 210. Ve skutečnosti by vzorky TWIP oceli mohly dosahovat ještě vyšších hodnot přetvoření. Jak bylo již zmíněno, k dvojčatění zpravidla dochází při vyšších rychlostech deformace. V případě TWIP oceli je tomu naopak. Její chemické složení upřednostňuje dvojčatění při nižších rychlostech. Z důvodu účinků tření nedošlo (především u stop 210) k prasknutí ve středu vzorku a nedosáhlo se tak tedy maximálního přetvoření. Proto došlo ke křížení křivek značící hodnoty přetvoření φ_2 a ukazatele stavu přetvoření m_φ v závislosti na jednotlivých stopách.

Plocha přetvoření S_{FLC} je závislá na velikosti a charakteru průběhu přetvoření φ_1 , jehož hodnoty jsou výrazně vyšší pro TWIP ocel. Proto i její křivka zobrazující hodnoty plochy přetvoření S_{FLC} v závislosti na jednotlivých stopách leží výrazně výše než ta pro DOCOL ocel.

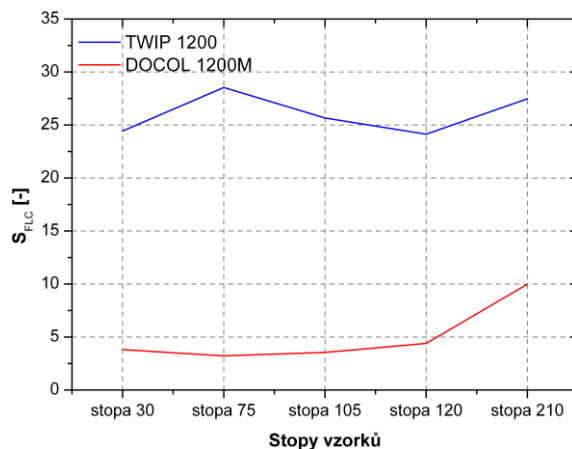
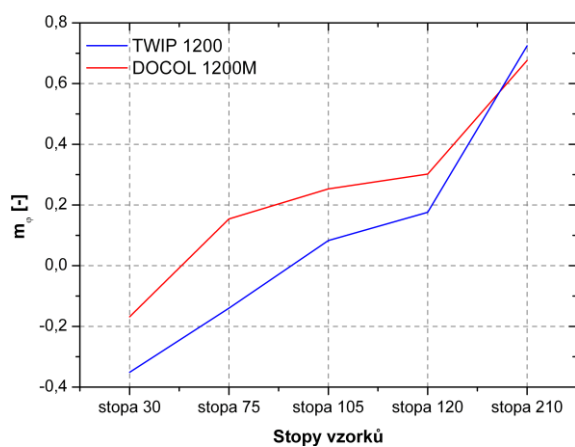
Jako další možný vývojový stupeň úpravy této metodiky hodnocení tváritelnosti, třeba i nejen vysokopevnostních plechů, je možné vypočítat plochy přetvoření S_{FLD} ze křivek přetvoření φ_1 upravených podle normy ISO 12004-2. Stejně jako křivky přetvoření φ_1 budou i plochy pod nimi poníženy a zohlední tak zúžení plechu ve směru tloušťky. V důsledku toho dojde ke zpřísnění výsledků. Je to jeden z možných směrů, kterým se dále ubírat při vývoji této metody. Jako další možný směr ve vývoji této metody může být při měření použití více stop. Zajistí se tak vyšší vypovídající hodnota ať už KMP v DMP či přímo v grafu m_φ - S_{FLC} . Křivky budou mezi jednotlivými stopami plynuleji přecházet a vytyčí se tak přesnější hranice použitelnosti materiálu. K ověření věrohodnosti této metodiky také poslouží provést měření i na dalších různých materiálech a vytvořit tak stupnici hodnocení a zároveň i databázi materiálů podle této metodiky. Stejně tak i měření vzorků odebraných z různých směrů válcování (45° nebo 90°). V neposlední řadě pak různé kombinace těchto návrhů.

Tab. 8.1. Průměrné hodnoty a výběrové směrodatné odchylky měřených a vypočtených veličin

		TWIP 1200				DOCOL 1200M			
		φ_1 [-]	φ_2 [-]	m_φ [-]	S_{FLD} [-]	φ_1 [-]	φ_2 [-]	m_φ [-]	S_{FLD} [-]
Stopa 30	\bar{x}	0,515	-0,181	-0,351	24,440	0,328	-0,055	-0,168	3,807
	$s(x)$	0,016	0,030	0,051	1,230	0,006	0,007	0,021	0,075
Stopa 75	\bar{x}	0,443	-0,062	-0,140	28,543	0,189	0,029	0,154	3,217
	$s(x)$	0,015	0,013	0,028	0,421	0,004	0,002	0,009	0,075
Stopa 105	\bar{x}	0,368	0,031	0,083	25,667	0,190	0,048	0,253	3,554
	$s(x)$	0,006	0,009	0,024	1,010	0,006	0,002	0,012	0,150
Stopa 120	\bar{x}	0,356	0,063	0,176	24,140	0,202	0,061	0,302	4,397
	$s(x)$	0,014	0,007	0,016	0,488	0,004	0,002	0,014	0,267
Stopa 210	\bar{x}	0,401	0,290	0,724	27,478	0,313	0,212	0,676	9,990
	$s(x)$	0,011	0,030	0,084	2,693	0,014	0,023	0,043	1,576



Obr. 8.1. Srovnání průměrných hodnot přetvoření φ_1 a φ_2 v závislosti na jednotlivých stopách

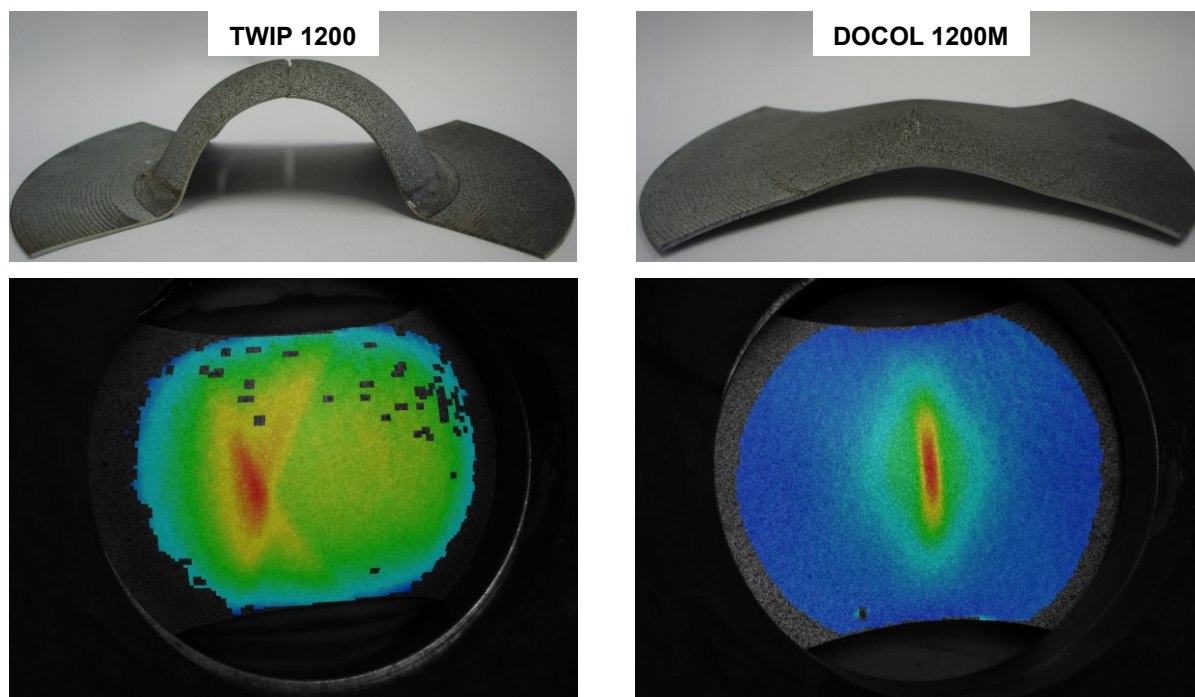


Obr. 8.2. Srovnání průměrných hodnot ukazatele stavu přetvoření m_φ a plochy přetvoření S_{FLC} v závislosti na jednotlivých stopách

9. Závěr

Teoretická část DP byla zaměřena na seznámení čtenářů s relativně novým konstrukčním materiálem – TWIP ocelí (**T**Winning **I**nduced **P**lasticity). Jedná se o vysokopevnostní austenitickou ocel vysoce legovanou manganem. Typický deformační mechanismus dvojčatění poskytuje ojedinělé mechanické vlastnosti. A to vysokou pevnost při značné tažnosti. S ohledem na zaměření DP bylo cílem seznámit čtenáře i s hodnocením a používáním DMP, resp. KMP pro vysokopevnostní plechy. Tato metodika však již ne zcela dostačuje pro hodnocení takových materiálů, jakými jsou např. TWIP oceli.

V experimentální části bylo provedeno měření vzorků pro DMP ve spojení s měřicím systémem ARAMIS v6.2.0-3, viz. obr. 9.1. Jako porovnávací materiál byl použit materiál DOCOL 1200M. Jedná se o vysokopevnostní martenzitickou ocel, s materiálovou charakteristikou odpovídající konvenčním vysokopevnostní ocelím. Vzorky pro experiment byly připraveny v pěti stopách v šířce od 30 do 210 mm.



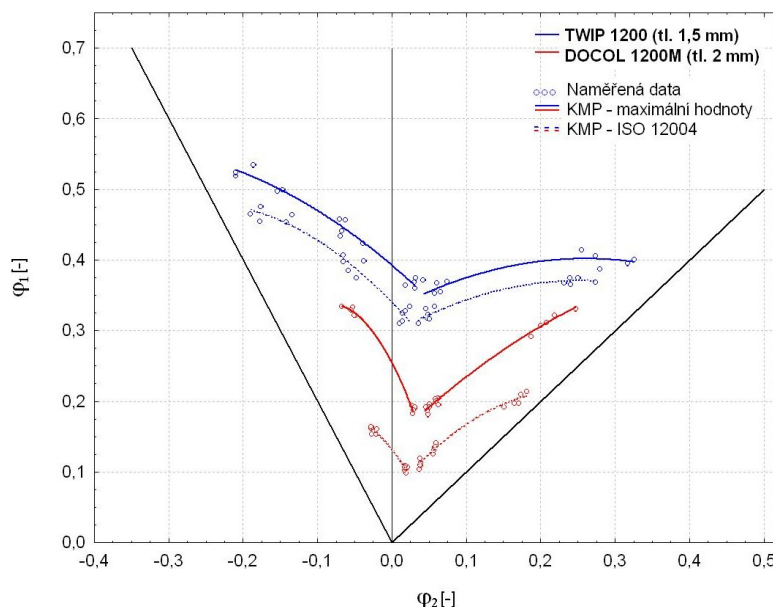
Obr. 9.1. Deformovaný vzorek s viditelným vrchlíkem a grafickým znázorněním rozložení deformace po tváření ze záběrů optické kamery (stopa 75)

Výsledky experimentu jen potvrdily rozdílné deformační chování obou materiálů. TWIP oceli dosahují vysokých hodnot pevnosti a současně značné tažnosti. Deformace probíhá postupně v dílčích objemech materiálu. Dosahuje se tak téměř homogenního přetvoření. Křivky průběhu přetvoření jsou z tohoto důvodu téměř ploché a nevykazují výrazné maxima či minima.

DOCOL ocel lze označit jako přesný opak TWIP oceli. Při tváření vykazuje brzkou lokalizaci deformace. Materiál se tváří převážně skluzem dislokací. Tento mechanismus přetvoření umožní dosáhnout obdobných hodnot pevnosti materiálu, avšak při mnohem nižší tažnosti. Rozdílné deformační chování se projevuje i na odlišném charakteru průběhu přetvoření daném exponentem deformačního zpevnění n . Všechny křivky přetvoření na rozdíl od TWIP oceli vykazovaly výrazné špičky jejich průběhů.

Rapidní vývoj nových specifických materiálů a jejich metody hodnocení byly důvodem k napsání této DP. V současné době se v různých oborech používá stále více nových materiálů s charakteristickým chováním při tváření, resp. deformaci. Právě rozdílné deformační chování, které je dáno dominantním mechanismem plastické deformace tyto materiály odlišuje. Doposud používané metody vyhodnocování jejich tvářitelnosti z pohledu DMP již ne plně dostačují k přesnému určení jejich vhodnosti pro daný účel.

Již z DMP vyplývá jednoznačný rozdíl mechanický vlastností TWIP 1200 a DOCOL 1200M. Tento rozdíl je ještě více umocněn KMP zkonstruovaných podle normy ISO 12004-2. Tato norma poníží křivky maximálních hodnot a zohledňuje zúžení vzorků ve směru tloušťky plechu. Výsledky experiment zkoušených vysokopevnostních ocelí toto tvrzení názorně dokazují. V experimentu bylo provedeno měření pro zjištění konstrukčních bodů DMP, jak je vidět na obr. 9.2.



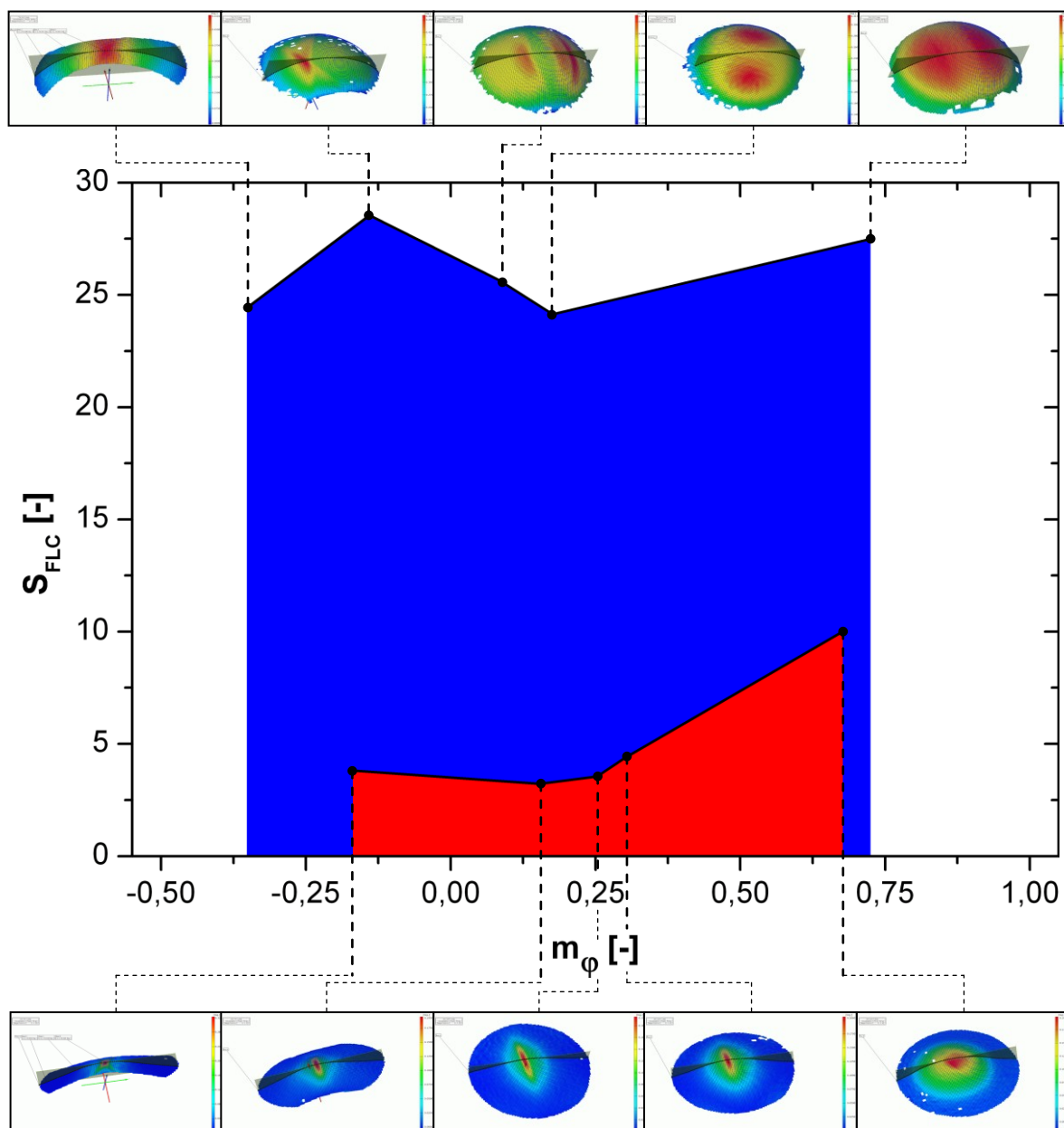
Obr. 9.2. DMP pro TWIP 1200 a DOCOL 1200M zjištěné pomocí maximálních hodnot a ISO 12004-2

Stejně hodnoty, které představovaly souřadnice bodů KMP v DMP, byly dále použity pro návrh nového grafu m_{ϕ} - S_{FLC} jako součást rozšířené metody hodnocení DMP

vysokopevnostních plechů, viz. obr. 9.3. Na osu x byl vynášen ukazatel stavu přetvoření m_ϕ a na osu y byla vynášena plocha přetvoření S_{FLC} .

Nový graf m_ϕ - S_{FLC} lépe vypovídá o skutečném poměru zkoušených materiálů z hlediska tvárnosti a má větší vypovídající hodnotu o průběhu experimentu.

Při pohledu na DMP není vzájemný rozdíl křivek tak výrazný jako je tomu ve výsledném grafu m_ϕ - S_{FLC} .



Obr. 9.3. Graf m_ϕ - S_{FLD} s grafickým rozložením přetvoření ϕ_1 tvářených vzorků příslušných stop
(šířka 30, 75, 105, 120 a 210 mm) pro TWIP 1200 a DOCOL 1200M



10. Použitá literatura

- [1] www.steel.keytometals.com (08/2008)
- [2] HAMADA, A. S.: Manufacturing, Mechanical Properties and Corrosion Behaviour of HIGH-Mn TWIP Steels. University of Oulu - Finland, 2007, ISBN 978-951-42-8584-4 (PDF), ISSN 1796-2226 (Online), <http://herkules.oulu.fi/issn03553213/>
- [3] SMALLMAN, R.E.: Moderní nauka o kovech, SNTL, Praha, 1965
- [4] MACEK, K., ZUNA, P. a kolektiv: Nauka o materiálu, skripta ČVUT, 1990, ISBN 80-01-01507-6
- [5] web.natur.cuni.cz (04/2010)
- [6] LARSOON, R.: Constitutive Modelling of High Strength Steel. Linköping University - Sweden, 2007, ISRN LIU-IEI-TEK-A--07/0015—SE
- [7] TMĚJ, J. – MIKEŠ, V. : Teorie tváření, skripta VŠST, Liberec, 1990, ISBN 80-7083-011-5
- [8] www.fr.wikiversity.org (04/2010)
- [9] NOVÁ, I.: Materiály a strojírenská technologie, skripta VŠST, Liberec 1990, 80-7083-033-6
- [10] PETRUŽELKA, J. – BŘEZINA, R.: Tvářitelnost kovových materiálů, VŠB, Ostrava, 2001
- [11] Přednášky z předmětu Teorie tváření kovů: SOLFRONK, P.: Katedra strojírenské technologie – Fakulta strojní, TU v Liberci, 2007
- [12] Studijní materiály TU v Ostravě – Fakulta strojní
- [13] SOBOTKA, J.: Hodnocení mechanických vlastností nových vysokopevnostních materiálů. Disertační práce, TU v Liberci, 2009
- [14] www.corusautomotive.com (11/2008)
- [15] DOUBEK, P.: Výzkum deformačního chování vysokopevnostních plechů při vyšších rychlostech deformace. Disertační práce, TU v Liberci, 2006
- [16] JANOVEC, J., CEJP, J., SEIDL, J.: Perspektivní materiály; ČVUT Praha 1995, ISBN 978-80-01-04167-3
- [17] www.springerlink.com (01/2010)
- [18] LUKÁČ, P.: Mechanické vlastnosti pevných látek; skripta Univerzita Karlova v Praze, 1982
- [19] www.sciencedirect.com (01/2010)
- [20] BARTUNĚK, J.: Kinetika vzniku plastického lomu u ocelí používaných v automobilovém průmyslu. Diplomová práce, TU v Liberci, 2009



- [21] VOLEK, A.: Metodika ustavení souřadného systému pro optické měřicí zařízení Pontos. Diplomová práce, VUT v Brně, 2008
- [22] SOBOTKA, J.: Modification of FLD Evaluation for Ultra High-strength Steels as a results of Using Contact-less Systems for Measuring Deformation, Sborník přednášek konference METAL 2010, Rožnov pod Radhoštěm, 2010
- [23] POSPÍCHAL, D.: Využití optického systému ARAMIS při určování mezních stavů deformace hlubokotažného plechu. Diplomová práce, TU v Liberci, 2009
- [24] Norma - ISO 12004-2



11. Seznam příloh

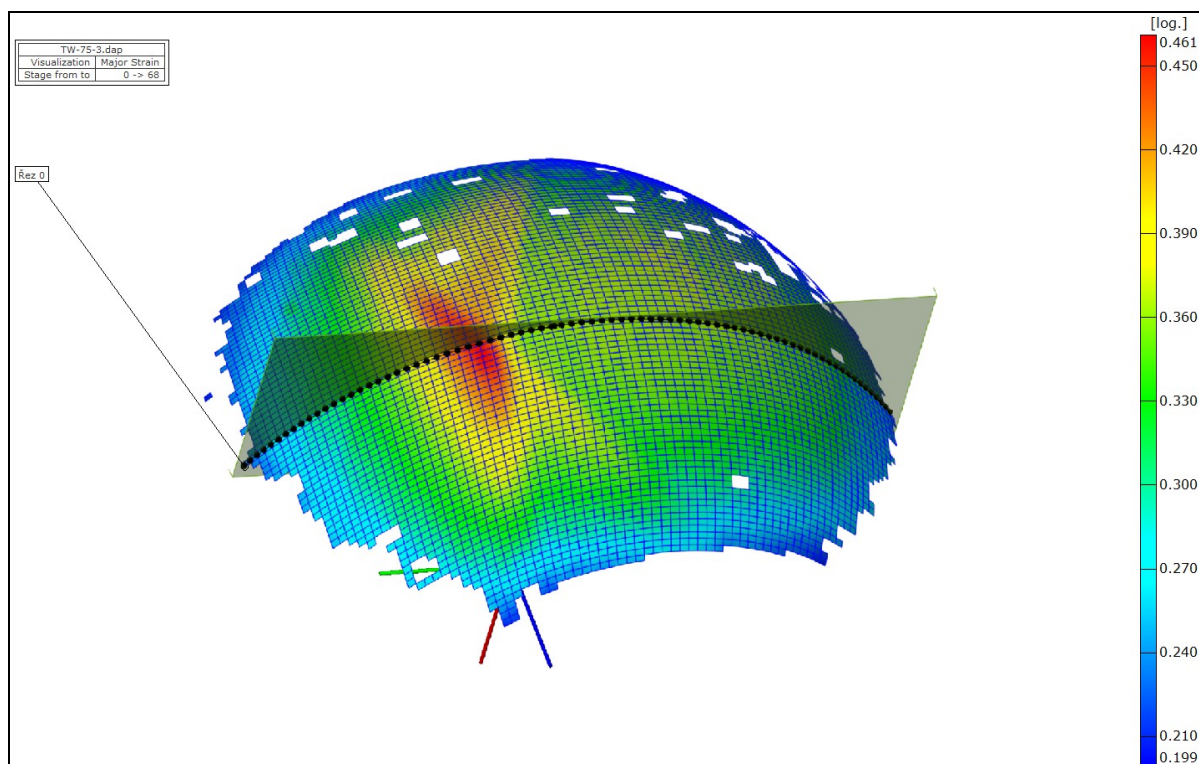
1. Protokol výstupních dat; Materiál: ocel TWIP 1200 – stopa 75 až 210
2. Protokol výstupních dat; Materiál: ocel DOCOL 1200 M – stopa 75 až 210



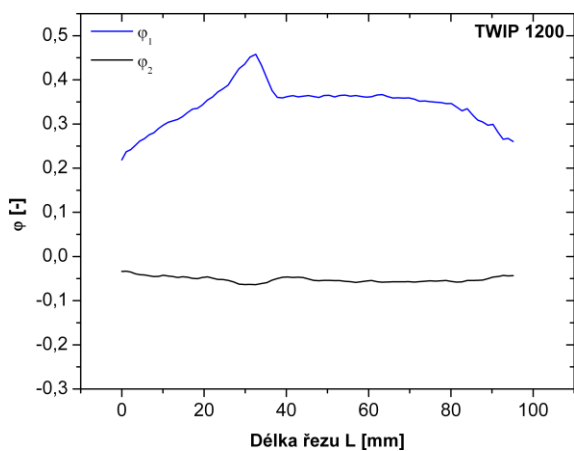
Protokol výstupních dat
Materiál: ocel TWIP 1200 stopa 75 až 210

(Příloha č. 1)

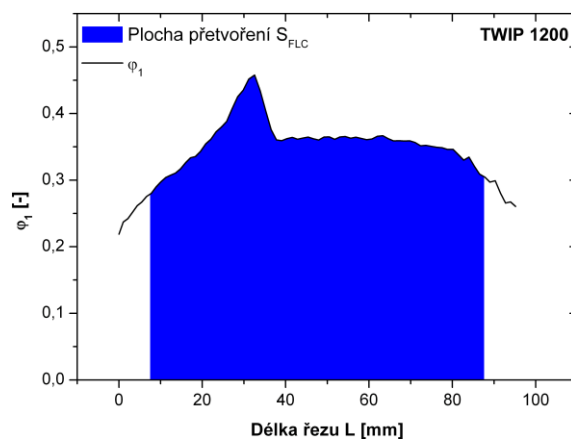
Protokol výstupních dat; Materiál: ocel TWIP 1200 – stopa 75



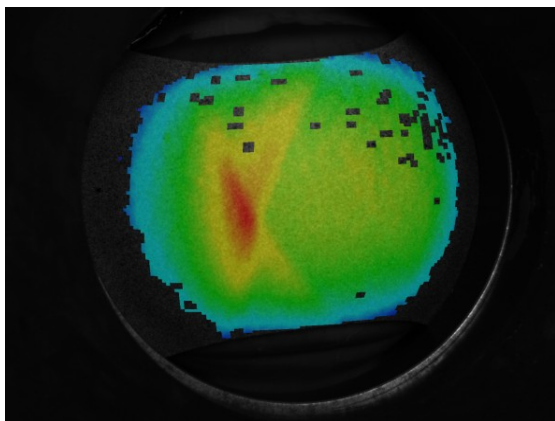
Grafické rozložení přetvoření φ_1 tvářeného vzorku



Křivky přetvoření φ_1 a φ_2



Integrovaná plocha S_{FLC} pod křivkou přetvoření φ_1

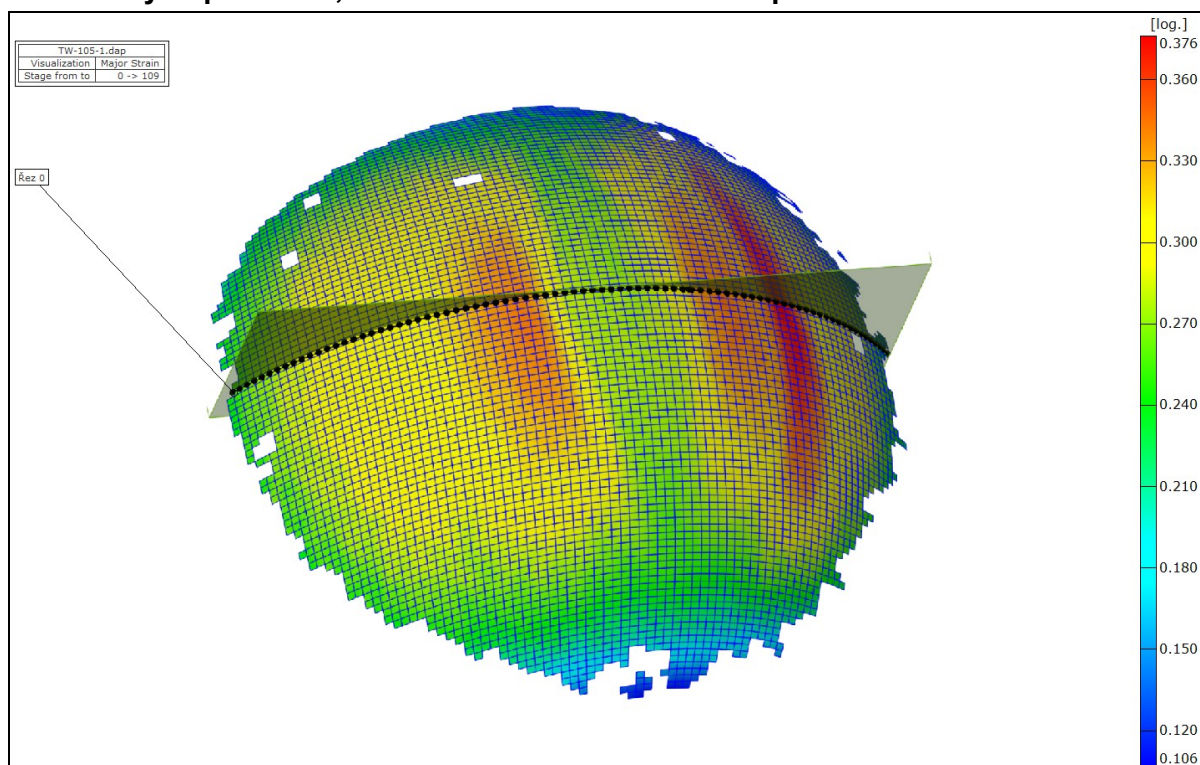


Záběr optické kamery před vznikem trhliny

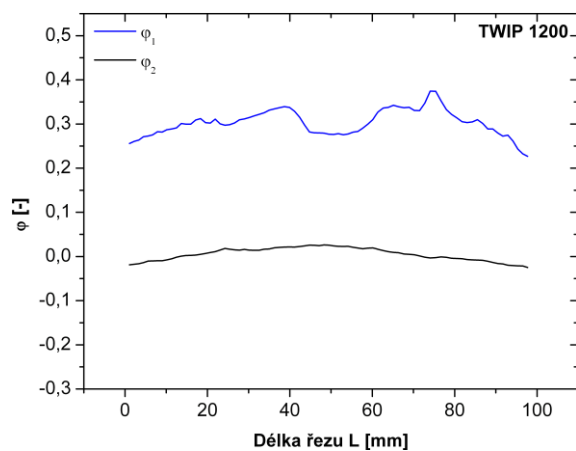
Tabulka naměřených a vypočítaných hodnot

stopa	φ_1 [-]	φ_2 [-]	m_φ [-]	S_{FLD} [-]
75-1	0,434	-0,070	-0,161	29,089
75-2	0,458	-0,071	-0,163	28,645
75-3	0,457	-0,063	-0,138	28,714
75-4	0,424	-0,039	-0,092	28,000
75-5	0,441	-0,068	-0,154	28,266
\bar{x}	0,443	-0,062	-0,140	28,543
$s(x)$	0,015	0,013	0,028	0,421

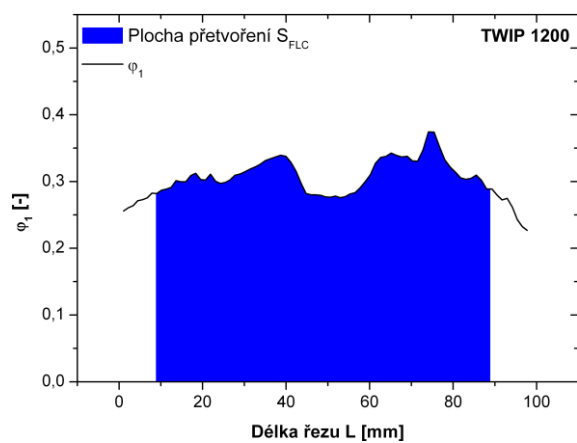
Protokol výstupních dat; Materiál: ocel TWIP 1200 – stopa 105



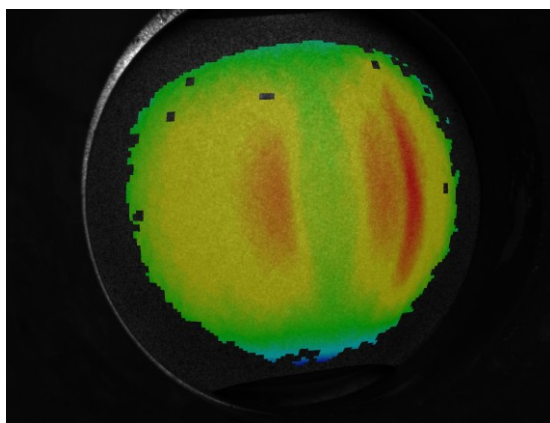
Grafické rozložení přetvoření ϕ_1 tvářeného vzorku



Křivky přetvoření ϕ_1 a ϕ_2



Integrovaná plocha S_{FLC} pod křivkou přetvoření ϕ_1



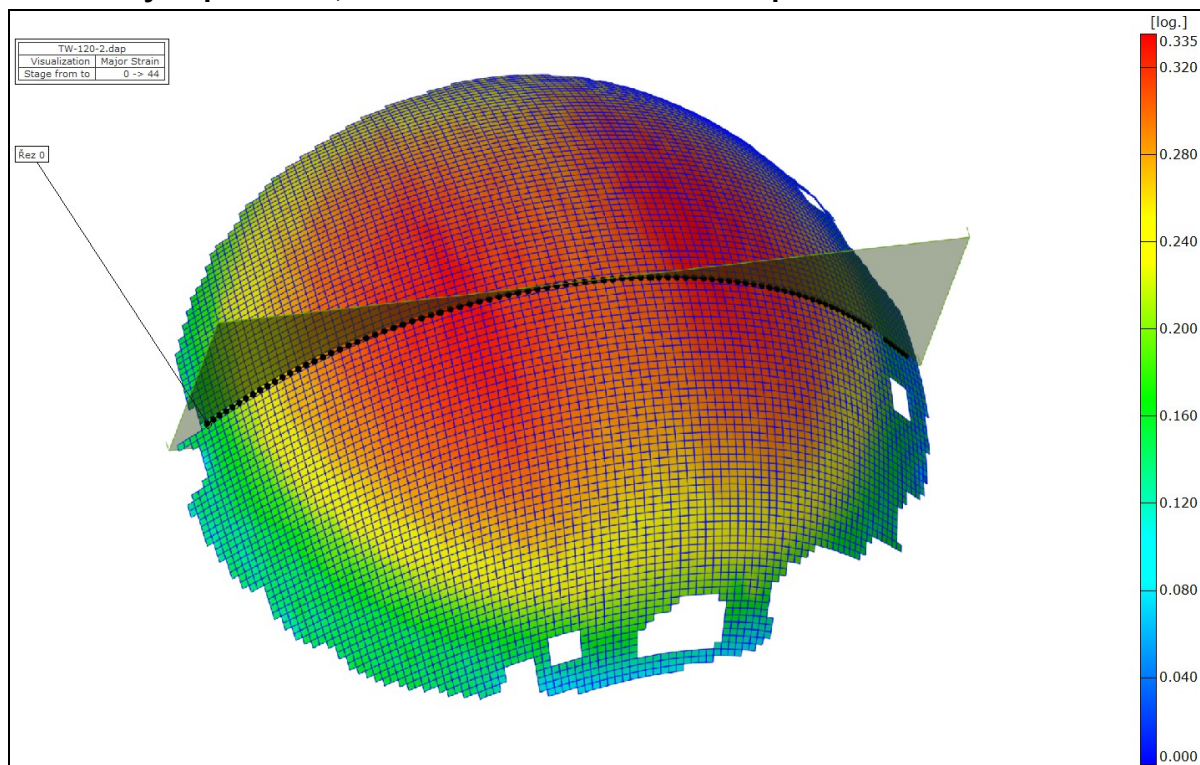
Záběr optické kamery před vznikem trhliny

Tabulka naměřených a vypočítaných hodnot

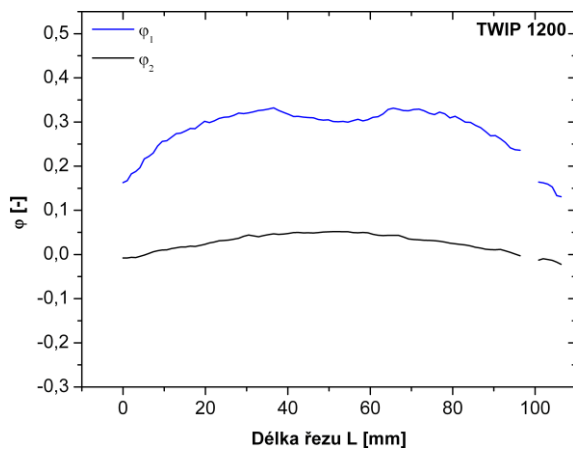
stopa	ϕ_1 [-]	ϕ_2 [-]	m_ϕ [-]	S_{FLD} [-]
105-1	0,374	0,032	0,086	24,933
105-2	0,360	0,031	0,086	24,336
105-3	0,364	0,018	0,049	26,811
105-4	0,369	0,030	0,081	26,274
105-5	0,372	0,043	0,115	25,982
\bar{x}	0,368	0,031	0,083	25,667
$s(x)$	0,006	0,009	0,024	1,010



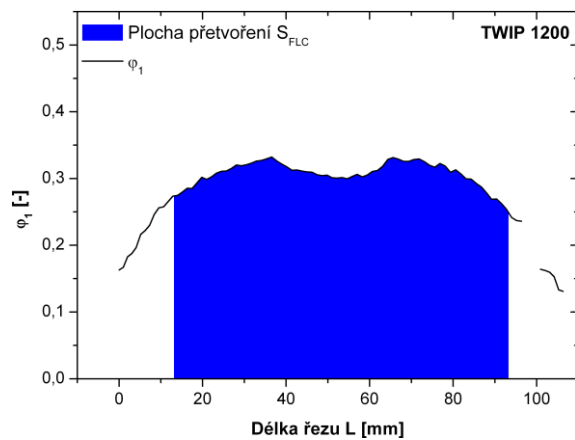
Protokol výstupních dat; Materiál: ocel TWIP 1200 – stopa 120



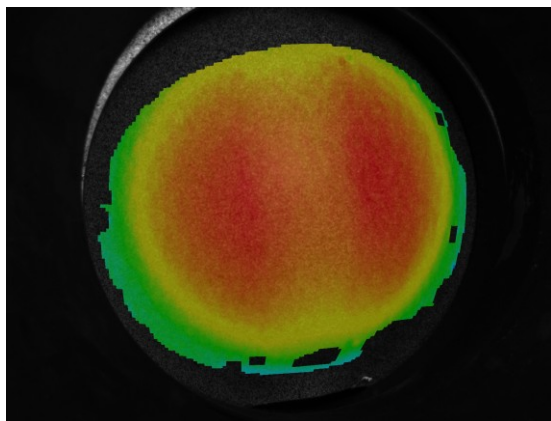
Grafické rozložení přetvoření φ_1 tvářeného vzorku



Křivky přetvoření φ_1 a φ_2



Integrovaná plocha S_{FLC} pod křivkou přetvoření φ_1



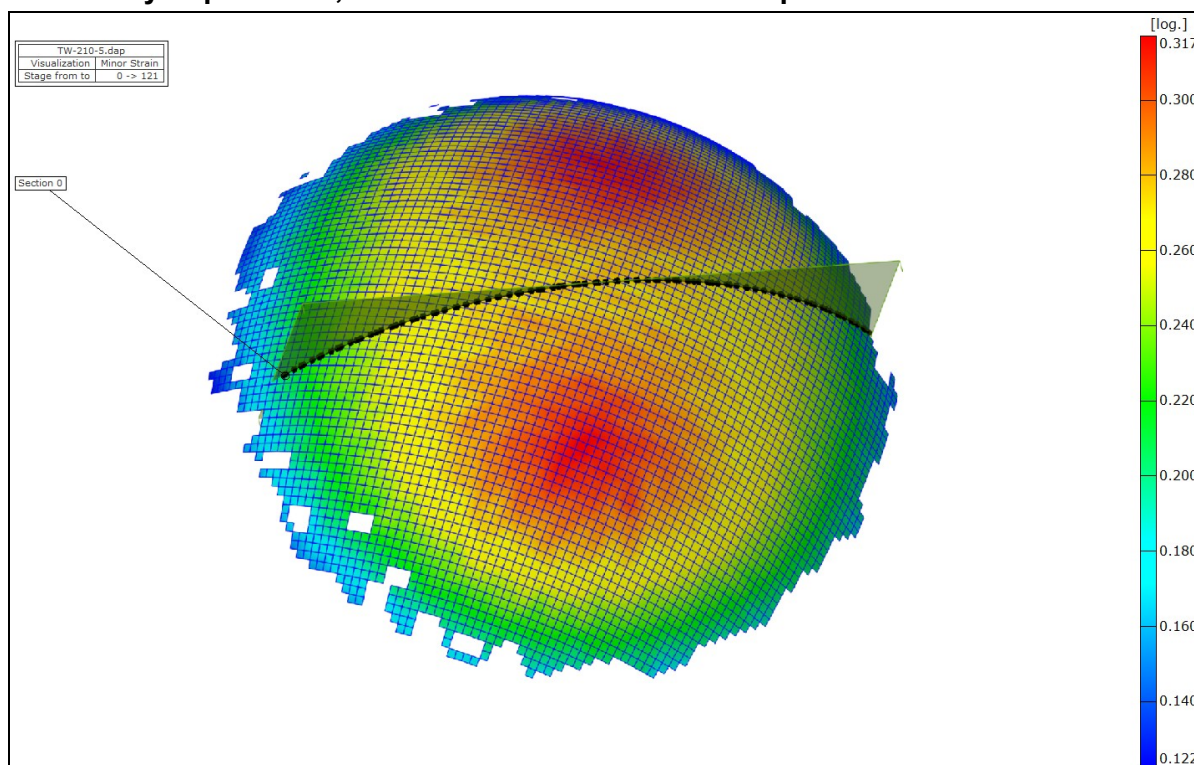
Záběr optické kamery před vznikem trhliny

Tabulka naměřených a vypočítaných hodnot

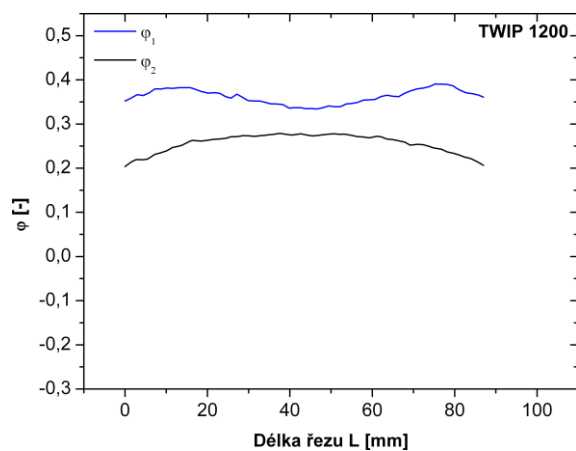
stopa	φ_1 [-]	φ_2 [-]	m_φ [-]	S_{FLD} [-]
120-1	0,353	0,057	0,161	24,328
120-2	0,335	0,057	0,170	24,628
120-3	0,368	0,060	0,157	24,353
120-4	0,370	0,074	0,200	23,351
120-5	0,355	0,065	0,183	24,040
\bar{x}	0,356	0,063	0,176	24,140
$s(x)$	0,014	0,007	0,016	0,488



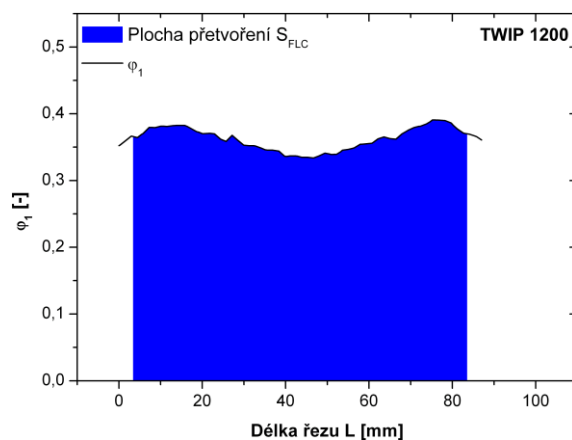
Protokol výstupních dat; Materiál: ocel TWIP 1200 – stopa 210



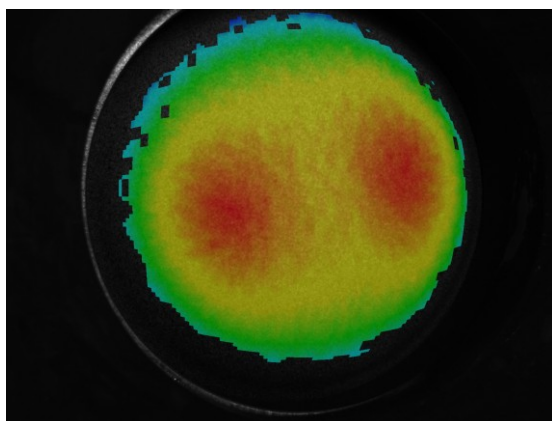
Grafické rozložení přetvoření ϕ_1 tvářeného vzorku



Křivky přetvoření ϕ_1 a ϕ_2



Integrovaná plocha S_{FLC} pod křivkou přetvoření ϕ_1



Záběr optické kamery před vznikem trhliny

Tabulka naměřených a vypočítaných hodnot

stopa	ϕ_1 [-]	ϕ_2 [-]	m_ϕ [-]	S_{FLD} [-]
210-1	0,401	0,325	0,810	29,555
210-2	0,387	0,279	0,721	27,943
210-3	0,405	0,273	0,674	28,092
210-4	0,415	0,255	0,614	22,807
210-5	0,395	0,317	0,803	28,991
\bar{x}	0,401	0,290	0,724	27,478
$s(x)$	0,011	0,030	0,084	2,693

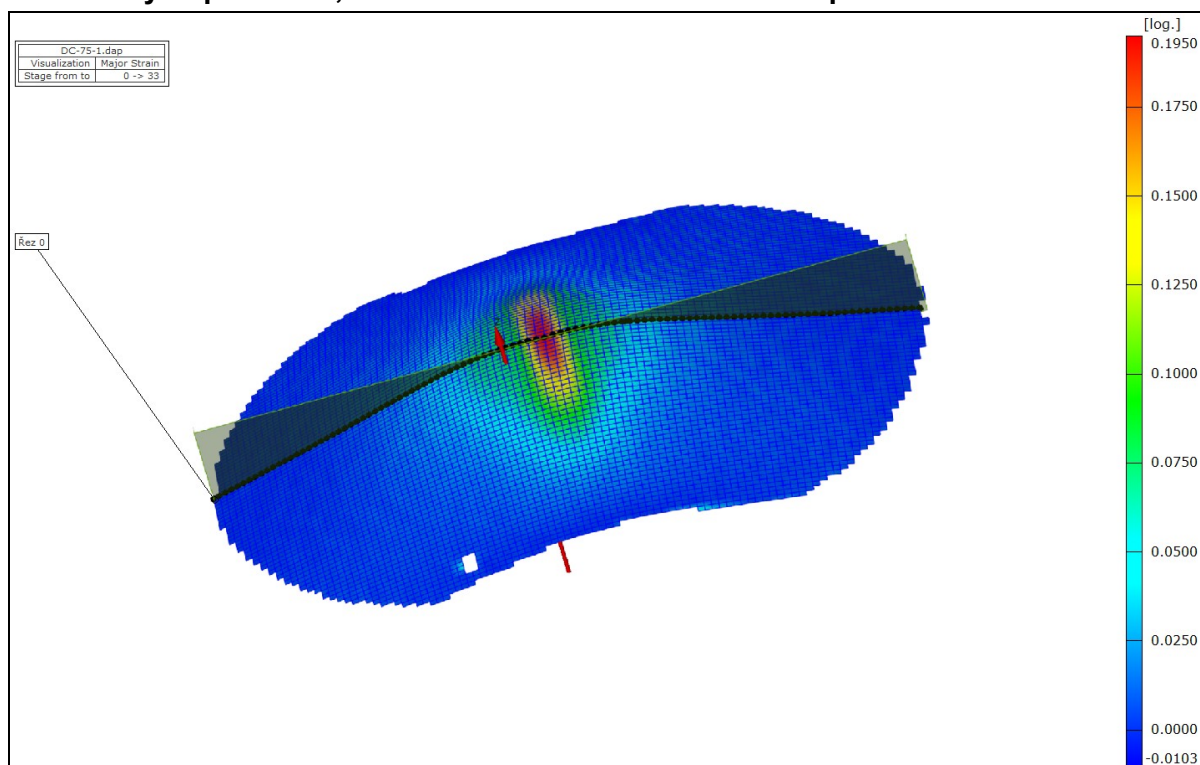


Protokol výstupních dat

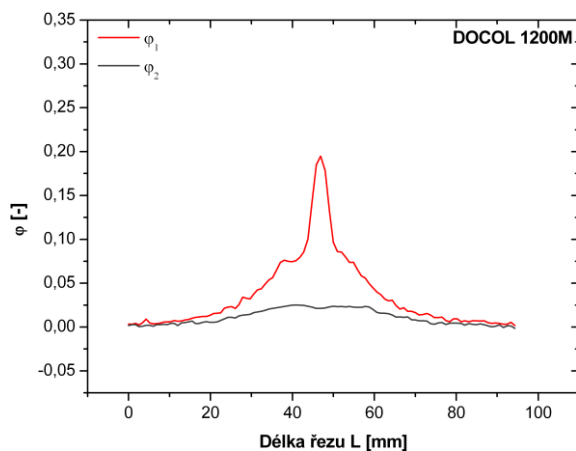
Materiál: ocel DOCOL 1200M stopa 75 až 210

(Příloha č. 2)

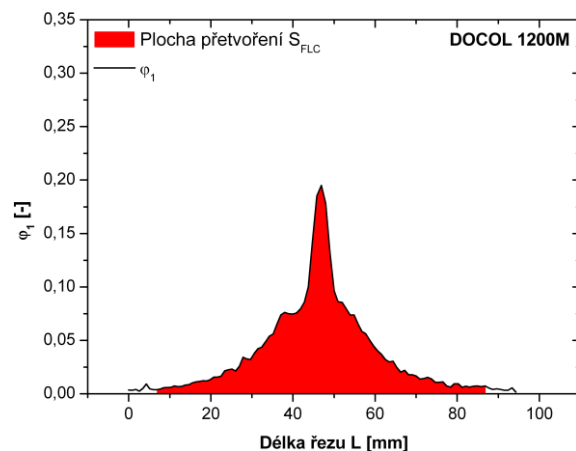
Protokol výstupních dat; Materiál: ocel DOCOL 1200M – stopa 75



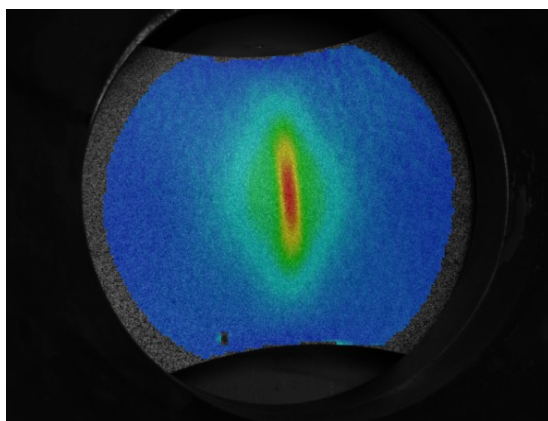
Grafické rozložení přetvoření ϕ_1 tvářeného vzorku



Křivky přetvoření ϕ_1 a ϕ_2



Integrovaná plocha S_{FLC} pod křivkou přetvoření ϕ_1

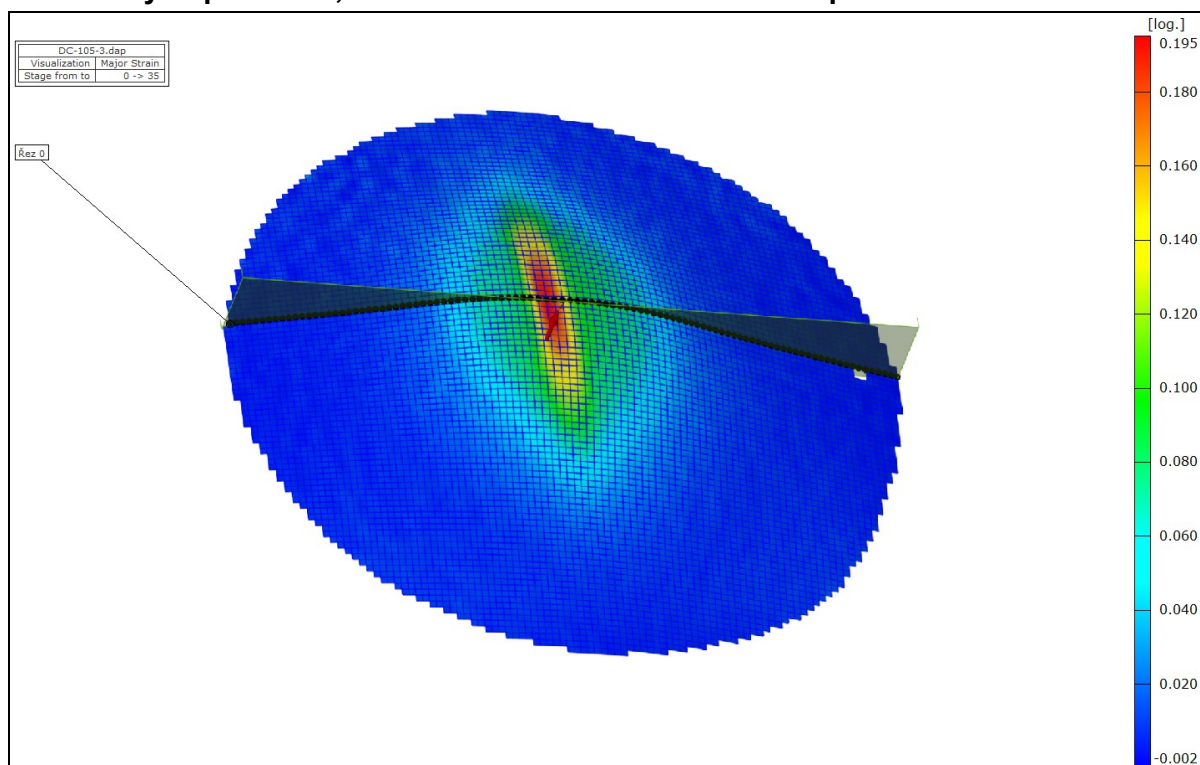


Záběr optické kamery před vznikem trhliny

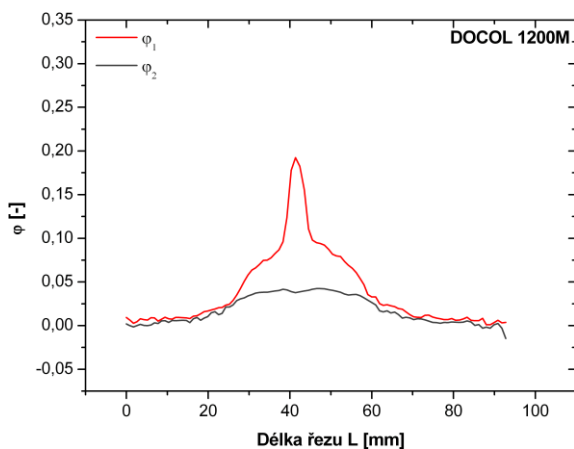
Tabulka naměřených a vypočítaných hodnot

stopa	ϕ_1 [-]	ϕ_2 [-]	m_ϕ [-]	S_{FLD} [-]
75-1	0,194	0,027	0,139	3,280
75-2	0,190	0,031	0,163	3,280
75-3	0,183	0,028	0,153	3,098
75-4	0,192	0,031	0,161	3,199
75-5	0,188	0,029	0,154	3,227
\bar{x}	0,189	0,029	0,154	3,217
$s(x)$	0,004	0,002	0,009	0,075

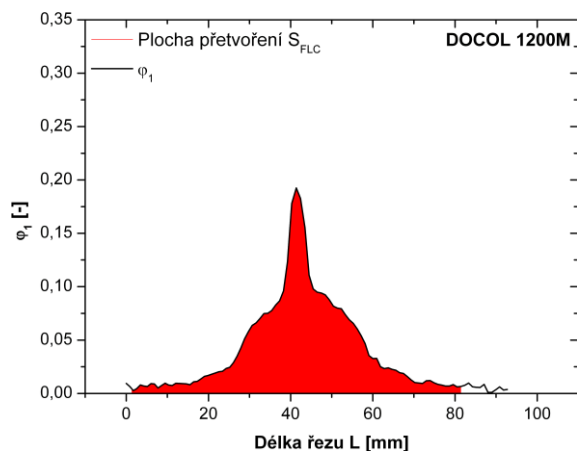
Protokol výstupních dat; Materiál: ocel DOCOL 1200M – stopa 105



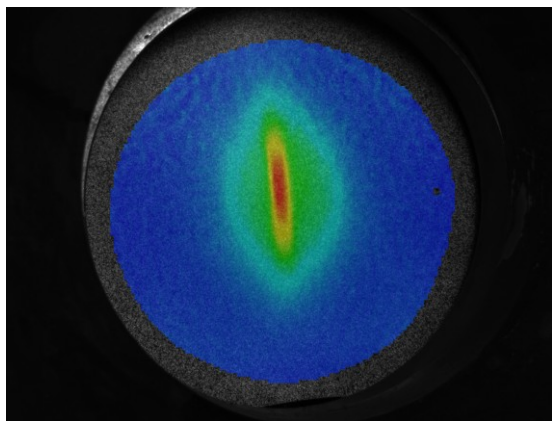
Grafické rozložení přetvoření ϵ_1 tvářeného vzorku



Křivky přetvoření ϵ_1 a ϵ_2



Integrovaná plocha S_{FLC} pod křivkou přetvoření ϵ_1

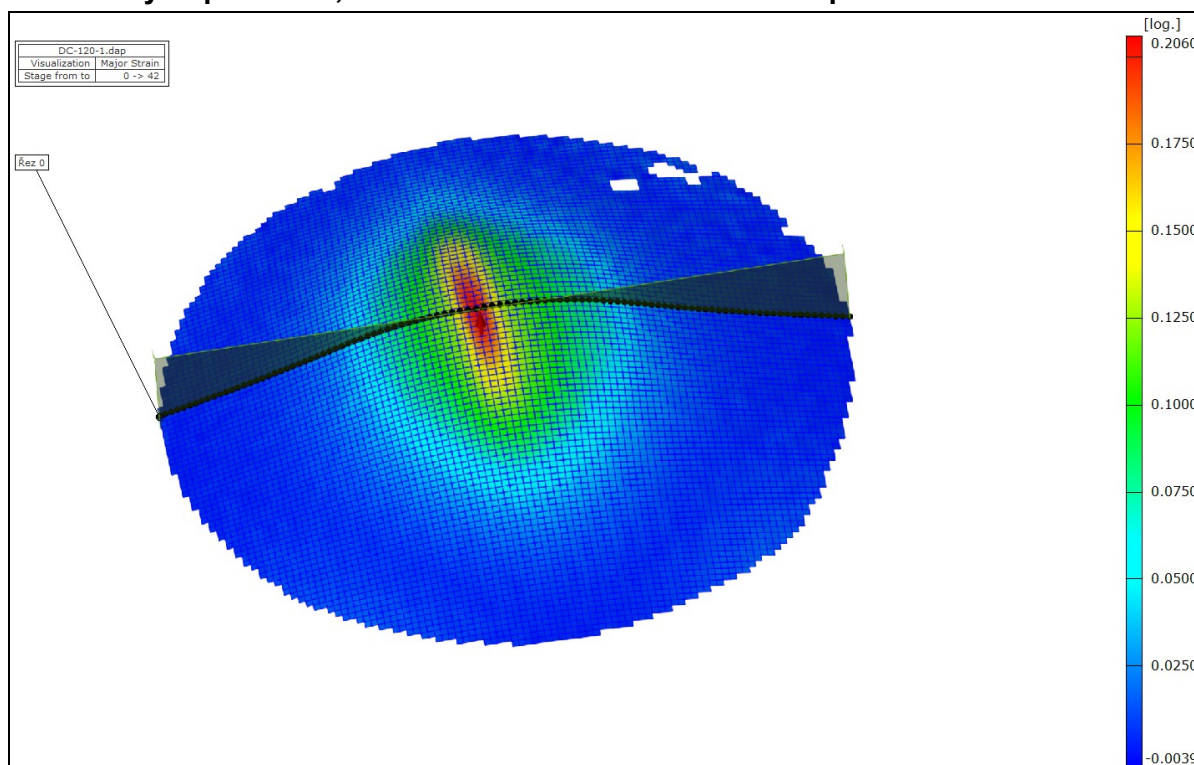


Záběr optické kamery před vznikem trhliny

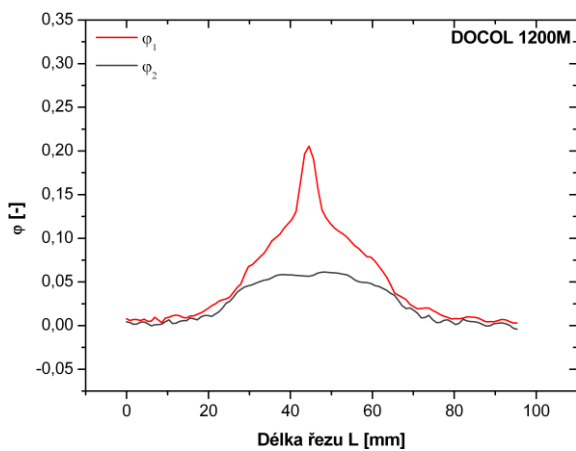
Tabulka naměřených a vypočítaných hodnot

stopa	ϵ_1 [-]	ϵ_2 [-]	m_ϵ [-]	S_{FLD} [-]
105-1	0,196	0,050	0,255	3,469
105-2	0,181	0,048	0,265	3,778
105-3	0,192	0,045	0,234	3,542
105-4	0,192	0,050	0,260	3,380
105-5	0,187	0,047	0,251	3,603
\bar{x}	0,190	0,048	0,253	3,554
$s(x)$	0,006	0,002	0,012	0,150

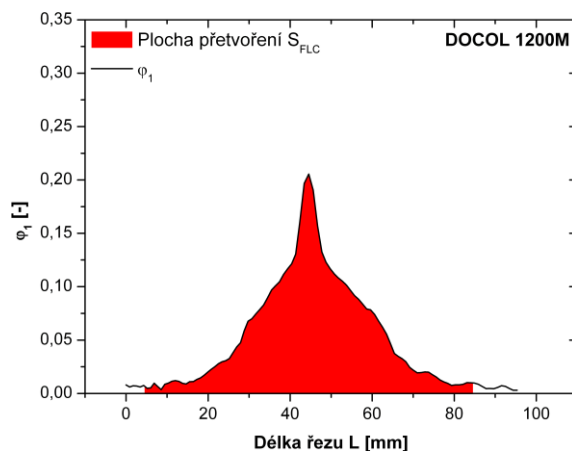
Protokol výstupních dat; Materiál: ocel DOCOL 1200M – stopa 120



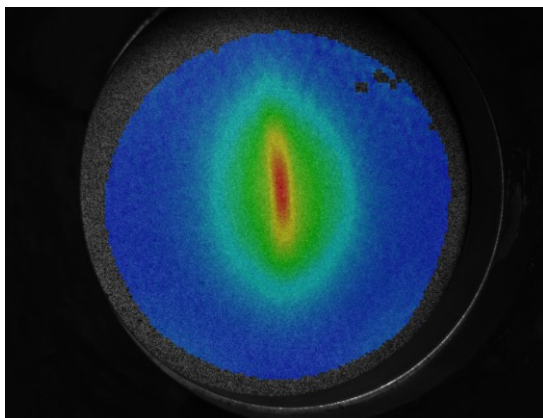
Grafické rozložení přetvoření ϕ_1 tvářeného vzorku



Křivky přetvoření ϕ_1 a ϕ_2



Integrovaná plocha S_{FLC} pod křivkou přetvoření ϕ_1

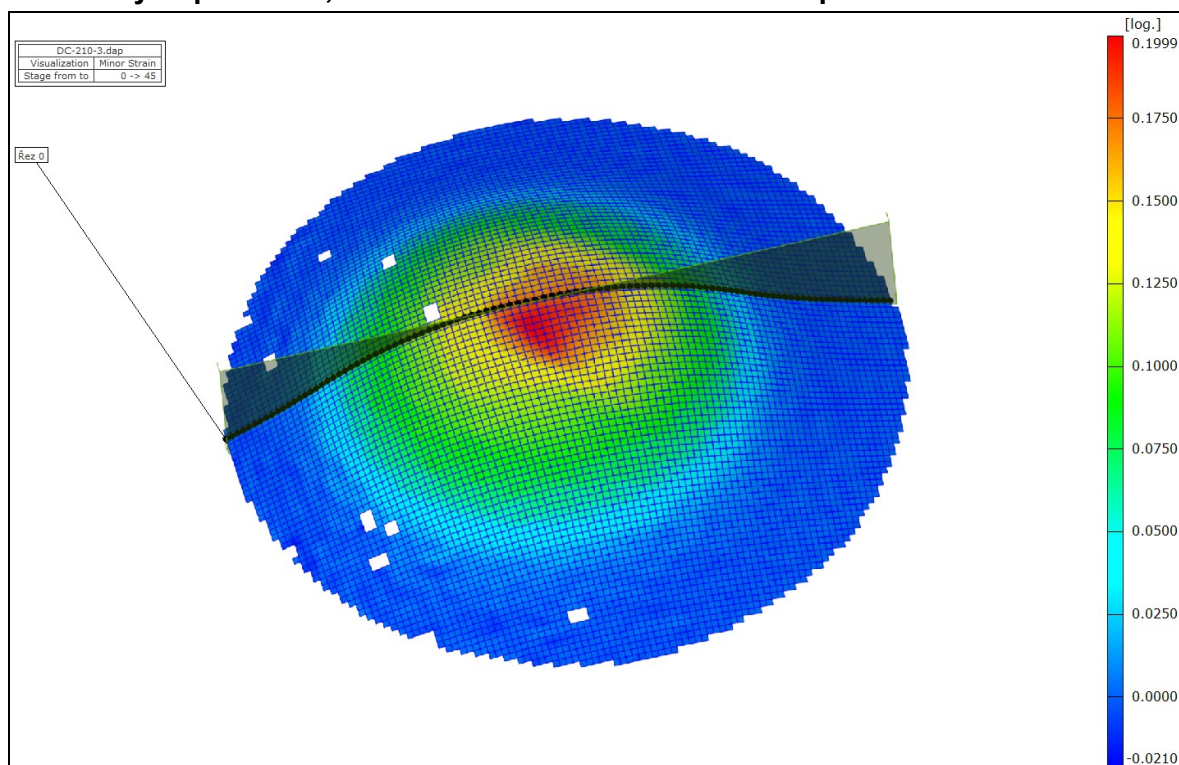


Záběr optické kamery před vznikem trhliny

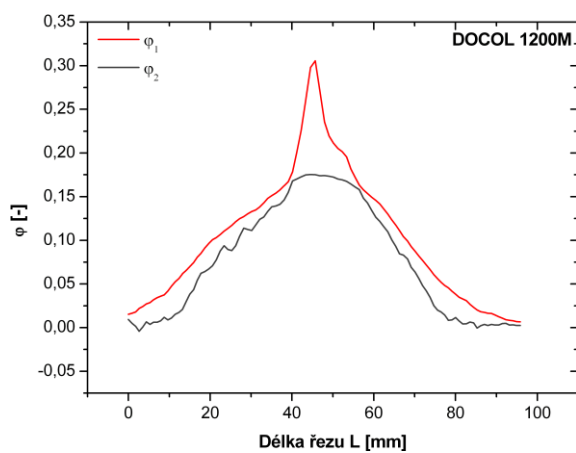
Tabulka naměřených a vypočítaných hodnot

stopa	ϕ_1 [-]	ϕ_2 [-]	m_ϕ [-]	S_{FLD} [-]
120-1	0,205	0,063	0,307	4,626
120-2	0,205	0,062	0,302	4,582
120-3	0,204	0,058	0,284	3,956
120-4	0,196	0,063	0,322	4,371
120-5	0,201	0,059	0,294	4,452
\bar{x}	0,202	0,061	0,302	4,397
$s(x)$	0,004	0,002	0,014	0,267

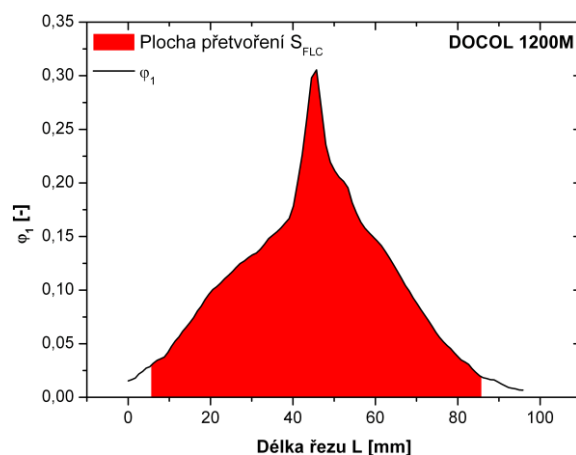
Protokol výstupních dat; Materiál: ocel DOCOL 1200M – stopa 210



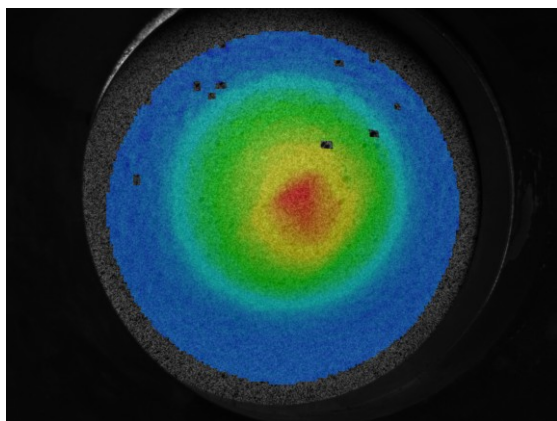
Grafické rozložení přetvoření ϕ_1 tvářeného vzorku



Křivky přetvoření ϕ_1 a ϕ_2



Integrovaná plocha S_{FLC} pod křivkou přetvoření ϕ_1



Záběr optické kamery před vznikem trhliny

Tabulka naměřených a vypočítaných hodnot

stopa	ϕ_1 [-]	ϕ_2 [-]	m_ϕ [-]	S_{FLD} [-]
210-1	0,330	0,247	0,748	12,730
210-2	0,292	0,187	0,640	8,740
210-3	0,308	0,200	0,649	9,749
210-4	0,322	0,218	0,677	9,476
210-5	0,312	0,207	0,663	9,253
\bar{x}	0,313	0,212	0,676	9,990
$s(x)$	0,014	0,023	0,043	1,576

Prohlášení

Byl jsem seznámen s tím, že na mou diplomovou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb., o právu autorském, zejména § 60 – školní dílo.

Beru na vědomí, že Technická univerzita v Liberci (TUL) nezasahuje do mých autorských práv užitím mé diplomové práce pro vnitřní potřebu TUL.

Užiji-li diplomovou práci nebo poskytnu-li licenci k jejímu využití, jsem si vědom povinnosti informovat o této skutečnosti TUL; v tomto případě má TUL právo ode mne požadovat úhradu nákladů, které vynaložila na vytvoření díla, až do jejich skutečné výše.

Diplomovou práci jsem vypracoval samostatně s použitím uvedené literatury a na základě konzultací s vedoucím diplomové práce a konzultantem.

.....
Ondřej Wasserbauer

Mladá Boleslav - Čejetice

V Liberci dne 28. května 2010

Declaration

I have been notified of the fact that Copyright Act No. 121/2000 Coll. applies to my thesis in full, in particular Section 60, School Work.

I am fully aware that the Technical University of Liberec is not interfering in my copyright by using my thesis for internal purposes of TUL.

If I use my thesis or grant a license for its use, I am aware of the fact that I must inform TUL of this fact; in this case the TUL has the right to seek that pay the expenses invested in the creation of my thesis to the full amount.

I compiled my thesis on my own with the use of acknowledged sources and on the basis of consultation with the head of the thesis and a consultant.

.....
Ondřej Wasserbauer
Mladá Boleslav - Čejetice

In Liberec 28th May 2010